

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO DE ENGENHARIA MECÂNICA

INFLUÊNCIA DA CONCEPÇÃO DE FABRICAÇÃO DE ELETRODOS À BASE
DE NÍQUEL SOBRE A SOLDABILIDADE DO FERRO FUNDIDO CINZENTO

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE
SANTA CATARINA PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE
EM ENGENHARIA MECÂNICA

SEBASTIÃO CARLOS DA COSTA

FLORIANÓPOLIS - SC, JUNHO DE 1987

INFLUÊNCIA DA CONCEPÇÃO DE FABRICAÇÃO DE ELETRODOS A BASE
DE NÍQUEL SOBRE A SOLDABILIDADE DO FERRO FUNDIDO CINZENTO

SEBASTIÃO CARLOS DA COSTA

MESTRE EM ENGENHARIA

ESPECIALIDADE ENGENHARIA MECÂNICA, ÁREA DE CONCENTRAÇÃO FABRICAÇÃO, E APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO

EM ENGENHARIA MECÂNICA



Prof. Américo Scotti, M.Sc.

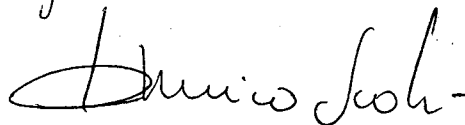
Orientador



Prof. Arno Blass

Coordenador do Curso

Banca Examinadora:



Prof. Américo Scotti, M.Sc.

Presidente



Prof. Augusto J. A. Buschinelli, Dr.Ing.

Co-orientador



Prof. Almir Monteiro Quites, M.Sc.

A meus Pais e Irmãos,
dedico este trabalho.

AGRADECIMENTOS

Ao PROF. AMÉRICO SCOTTI pela amizade, dedicação, paciência e boa vontade com que orientou este trabalho.

Ao PROF. AUGUSTO J. A. BUSCHINELLI pelas valiosas sugestões, discussões, críticas e coorientação deste trabalho.

As indústrias UTP Brasileira de Soldas Ltda. e Fundação Tupy SA. pelo apoio a este trabalho, sem o qual não seria possível realizá-lo.

À FUNDAÇÃO BRASILEIRA DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM - FBTS - pelo incentivo e apoio financeiro.

Aos companheiros da Pós-Graduação e Professores do Departamento de Engenharia Mecânica da U.F.S.C.

Ao DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA por ceder seus equipamentos para análises metalográficas.

Aos técnicos JÂNIO SCHEFFER e VALÉRIO QUADROS DE OLIVEIRA (LAB-SOLDA) pela ajuda indispensável neste trabalho.

Aos Engenheiros ALEXANDRE D'AVILA DA CUNHA e GERALDO ERNESTO MONDARDO pela colaboração na parte de Eletrônica.

Aos amigos GILMAR GUIMARÃES e ANDRÉ LUIZ SEIXLACK pela gratificante amizade e profunda convivência.

À VERA LÚCIA pela amizade e reconhecimento.

À LAIDIS DE OLIVEIRA pelo apoio e incentivo nos momentos difíceis.

Ao LUIZ PLÍNIO DA SILVA pela datilografia deste trabalho.

A todos aqueles que de alguma maneira ajudaram na execução deste trabalho.

ÍNDICE

LISTA DE FIGURAS	1
LISTA DE TABELAS	
SIMBOLOGIA	
RESUMO	
ABSTRACT	

CAPÍTULOS

I - INTRODUÇÃO	1
II - OS FERROS FUNDIDOS	
2.1 - Generalidades	5
2.2 - Metalurgia dos Ferros Fundidos	6
2.2.1- Os Sistemas Ferro-Carbono e Ferro-Carbono - Silício.....	6
2.2.2- Microconstituintes dos Ferros Fundidos	11
2.2.3- Ação dos Elementos Químicos	13
2.2.4- Influência da Velocidade de Resfriamento ...	16
2.3 - Tipos de Ferros Fundidos.....	17
2.3.1- Ferro Fundido Branco	17
2.3.2- Ferro Fundido Cinzento	18
2.3.3- Ferro Fundido Maleável	18
2.3.4- Ferro Fundido Nodular	19
2.4 - Os Ferros Fundidos Cinzentos	20
2.4.1- Propriedades dos Ferros Fundidos Cinzentos..	20
2.4.2- Efeito da Matriz	22
2.4.3- Tipos de Grafitas e sua Influência	23
2.4.4- Classificação dos Ferros Fundidos Cinzentos.	26
III - SOLDAGEM DOS FERROS FUNDIDOS	
3.1 - Introdução	29

3.2 - Dificuldades da Soldagem dos Ferros Fundidos.	30
3.3 - Técnicas para a Soldagem dos Ferros Fundidos.	33
3.3.1- Soldagem a Quente	34
3.3.2- Soldagem a Frio	37
3.3.3- Técnicas Auxiliares.....	38
3.4 - Processos de Soldagem e Insumos Utilizados ..	44
3.4.1- Soldagem a Arco Elétrico com Eletrodos Reves- tidos (SMAW)	45
3.4.1.1- Eletrodos de Ligas de Níquel	47
3.4.1.2- Outros Eletrodos	49
3.4.2- Processo MIG-MAG(GMAW).....	51
3.4.3- Soldagem com Arame Tubular (Flux Cored Arc - Welding)	52
3.4.4- Soldagem Oxiacetilênica.....	54
3.4.5- Soldagem por Resistência Elétrica	55
3.4.5.1- Fundamentos	55
IV - INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM E INSUMOS <u>SO</u> BRE A OPERACIONALIDADE DO PROCESSO.	
4.1- Introdução	62
4.2- O Arco Voltaico	62
4.3- Consumo	65
4.4- Geometria do Cordão	67
4.4.1- Fatores Influentes na Penetração	67
4.4.2- Fatores Influentes na Largura do Cordão	69
4.4.3- Fatores Influentes na Reforço da Soldagem ..	69
V - METODOLOGIA EXPERIMENTAL E CONCEITUAÇÃO	
5.1- Introdução	70
5.2- Definições	71

5.2.1- Consumo Real	71
5.2.2- Consumo Convencional	72
5.2.3- Consumo Específico	72
5.2.4- Produção	72
5.2.5- Produção Específica	73
5.2.6- Rendimento	73
5.2.7- Energia Convencional de Soldagem	74
5.2.8- Estabilidade do Arco	74
5.2.9- Zonas Soldadas	76
5.2.9.1- Zona Fundida	78
5.2.9.2- Zona Parcialmente Fundida	78
5.2.9.3- Zona Afetada Pelo Calor	78
VI- LEVANTAMENTO EXPERIMENTAL	
6.1- Introdução	80
6.2- Insumos	80
6.3- Preparação dos Corpos de Prova- Simples Deposi ção de Soldagem	82
6.4- Medição das Características Operacionais	89
6.5- Medição da Geometria do Cordão de Solda.....	90
6.6- Medição do Índice da Estabilidade.....	90
6.7- Análise Metalográfica	91
6.8- Medição de Dureza.....	93
6.9- Simulação de Ciclos Térmicos de Soldagem	94
6.9.1- Objetivo	97
6.9.2- Equipamento	98
6.9.3- Equipamento Adaptado	98
6.9.4- Ensaio	99
6.10- Ensaio de Soldabilidade.....	101
6.10.1- Ensaio Tekken.....	105

VII - APRESENTAÇÃO DOS RESULTADOS

7.1- Introdução	110
7.2- Simples Deposição de Soldagem	110
7.2.1- Tensão de Soldagem	110
7.2.2- Produção Específica.....	110
7.2.3- Consumos Específicos.....	110
7.2.4- Rendimentos de Deposição	111
7.2.5- Áreas da ZAC e ZF e Respektivas Durezas ...	111
7.2.6- Resultados Obtidos para a Estabilidade do Arco	113
7.3- Resultados Obtidos para a Simulação de Ciclos Térmicos de Soldagem	112
7.4- Resultados Obtidos no ensaio de Soldabilidade	124

VIII - DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

8.1- Análise das Características Operacionais	131
8.1.1- Consumo Específico	131
8.1.1.1- Consumo Convencional.....	132
8.1.1.2- Consumo Não Convencional Real.....	133
8.1.2- Rendimento de Deposição	134
8.1.2.1- Rendimento Convencional	135
8.1.2.2- Rendimento Real	135
8.1.3 - Produção	136
8.1.4 - Tensão de Soldagem	136
8.1.5 - Áreas da ZAC e ZF	139
8.1.5.1- Análise dos Resultados	140
8.1.6 - Dureza	142
8.1.7 - Estabilidade do Arco	144
8.2- Simulação de Ciclos Térmicos	144

8.3- Análise da Influência do Tipo de Eletrodo sobre a Microestrutura da ZAC, ZF e ZL	148
8.4- Análise dos Resultados do Ensaio de Soldabilidade	152
8.5- Comentários Finais	156
IX - CONCLUSÕES	159
REFERÊNCIAS BIBLIOGRAFICAS	161
ANEXO I	166
ANEXO II	168

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Propriedades mecânicas dos ferros fundidos cinzentos, de acordo com a EB 126 ABNT.....	21
Tabela 2.2 - Propriedades mecânicas dos ferros fundidos cinzentos, segundo a norma DIN.....	22
Tabela 2.3 - Classes de ferro fundido cinzento segundo a ASTM.....	27
Tabela 2.4 - Aplicações dos ferros fundidos cinzentos, segundo as classes ASTM.....	27
Tabela 3.1 - Resfriamento dos cordões de solda em ferros fundidos cinzentos.....	40
Tabela 3.2 - Materiais de adição para soldagem ou brasagem dos ferros fundidos.....	46
Tabela 6.1 - Constituição e características dos eletrodos experimentais.....	81
Tabela 6.2 - Composição química do material base.....	82
Tabela 6.3 - Condições de soldagem para a simples deposição.	85
Tabela 6.4 - Condições de soldagem.....	91

Tabela 6.5 - Condições de soldagem estabelecidas para o <u>en</u> saio de auto-restrição Tekken.....	109
Tabela 7.1 - Tensões médias de soldagem.....	113
Tabela 7.2 - Produção específica média.....	113
Tabela 7.3 - Consumo específico médio	114
Tabela 7.4 - Rendimentos médios de deposição	114
Tabela 7.5 - Áreas da ZAC e ZF e respectivas durezas.....	115
Tabela 7.6 - Áreas da ZAC e ZF e respectivas durezas.....	116
Tabela 7.7 - Áreas da ZAC e ZF e respectivas durezas.....	116
Tabela 7.8 - Valores médios para tensão e corrente.....	117
Tabela 7.9 - Parâmetros medidos e índice de estabilidade....	117
Tabela 7.10 - Resultados obtidos com a simulação.....	118
Tabela 7.11 - Resultados do ensaio Tekken.....	124
Tabela 7.12 - Caracterização microestrutural dos corpos <u>de</u> prova Tekken.....	125
Tabela 7.13 - Dureza da ZF, ZL e ZAC dos corpos <u>de</u> <u>prova</u> Tekken.....	125

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Duplo diagrama ferro-carbono para ferros fundidos	7
Figura 2.2 - Diagramas de equilíbrio metaestáveis Fe-C-Si para quatro diferentes teores de silício	8
Figura 2.3 - Influência do silício nas temperaturas de equilíbrio dos eutéticos austenita/grafita, austenita/carboneto	10
Figura 2.4 - Influência do cromo nas temperaturas de equilíbrio dos eutéticos austenita/grafita e austenita/carboneto	10
Figura 2.5 - Influência do teor do elemento de liga sobre a resistência à tração e a dureza em corpos de prova de $\phi 30$ mm	14
Figura 2.6 - Tipos de grafitas	24
Figura 3.1 - Diagrama esquemático da barreira de grafitas em ferros fundidos nodulares e cinzentos	32
Figura 3.2 - Velocidade de resfriamento dos cordões de soldagem em função do preaquecimento	35
Figura 3.3 - Dureza dos cordões de solda em ferro fundido cinzento.....	35
Figura 3.4 - Fratura provocada por um preaquecimento indireto em uma engrenagem	36
Figura 3.5 - Curvas de resfriamento dos cordões de solda em ferros fundidos cinzentos.....	40

Figura 3.6 - Amanteigamento em ferros fundidos	41
Figura 3.7 - Inserção de um arame de aço doce na raiz da jun <u>ta</u>	42
Figura 3.8 - Soldagem aparafusada	43
Figura 3.9 - Distribuição dos passes de soldagem	44
Figura 3.10 - Distribuição das resistências	57
Figura 3.11 - Modificações estruturais e cristalográficas <u>ve</u> rificadas no processo de solda por resistência.	60
Figura 4.1 - Similaridade de um arco e um circuito elétri- co	65
Figura 5.1 - Características dinâmicas de eletrodos mostran- do os parâmetros utilizados no cálculo do valor de B	76
Figura 5.2 - Corte metalográfico de um cordão de solda	77
Figura 6.1 - Fonte de Soldagem	83
Figura 6.2 - Dispositivo para soldagem automática acoplada a uma tartaruga e controlador externo	84
Figura 6.3 - Esquema da montagem experimental para medição da corrente e tensão de soldagem em CC	86
Figura 6.4 - Comportamento da tensão de soldagem para o <u>ele</u> trodo tipo A	87
Figura 6.5 - Comportamento da corrente de soldagem para o eletrodo tipo A	87
Figura 6.6 - Sistema de aquisição de dados em CA	88

Figura 6.7	- Esquema da montagem experimental para medições de corrente e tensão de soldagem em CA e determinação da estabilidade do arco	88
Figura 6.8	- Característica dinâmica do arco para o eletrodo do Tipo A	92
Figura 6.9	- Característica dinâmica do arco para o eletrodo do Tipo B	92
Figura 6.10	- Medidas de dureza ao longo da ZAC	93
Figura 6.11	- Detalhe do método de análise térmica	96
Figura 6.12	- Dissipação de calor na simulação	99
Figura 6.13	- Montagem experimental para a simulação de ciclos térmicos de soldagem	100
Figura 6.14	- Simulação de um ciclo térmico de soldagem.....	101
Figura 6.15	- Chanfro em 1/2 V	102
Figura 6.16	- Modificação introduzida	
Figura 6.17	- Amanteigamento	103
Figura 6.18	- Preparação dos corpos de prova para o ensaio de restrição Tekken	107
Figura 7.1	- Consumo específico real para os eletrodos experimentais	120
Figura 7.2	- Consumo específico convencional para os eletrodos experimentais	120
Figura 7.3	- Perfis de rendimento reais para os eletrodos experimentais	121
Figura 7.4	- Perfis de rendimentos convencionais para os eletrodos experimentais	121

Figura 7.5	- Produção específica dos eletrodos experimentais	119
Figura 7.6	- Comportamento da tensão de soldagem para os eletrodos	119
Figura 7.7	- Perfil de variação da área da ZAC em função da energia de soldagem utilizada para os eletrodos experimentais	122
Figura 7.8	- Perfil de variação da área da ZF em função da energia de soldagem utilizada para os eletrodos experimentais	122
Figura 7.9	- Variação de dureza entre a ZAC e a zona parcialmente fundida em função da energia	123
Figura 7.10	- Variação da dureza com a velocidade de resfriamento (800-500°C) obtidos na simulação	123
Figura 7.11	- Macrografia do CP B1	126
Figura 7.12	- Macrografia do CP A1	126
Figura 7.13	- Característica microestrutural para o CP B01..	127
Figura 7.14	- Característica microestrutural para o CP B02..	127
Figura 7.15	- Característica microestrutural para o CP B1...	128
Figura 7.16	- Característica microestrutural para o CP B2...	128
Figura 7.17	- Característica microestrutural para o CP A01..	129
Figura 7.18	- Característica microestrutural para o CP A1...	129
Figura 7.19	- Característica microestrutural para o CP A2...	130
Figura 8.1	- Microestrutura do corpo de prova obtido por simulação ($v_{r_{8-5}} = 12^{\circ}\text{C/s}$)	146

Figura 8.2	- Microestrutura do corpo do prova simulado ($v_{r_{8-5}} = 35^{\circ}\text{C/s}$)	146
Figura 8.3	- Microestrutura do corpo de prova simulado ($v_{r_{8-5}} = 44^{\circ}\text{C/s}$).....	147
Figura 8.4	- Microestrutura do corpo de prova simulado ($v_{r_{8-5}} = 92^{\circ}\text{C/s}$)	147
Figura 8.5	- Variações microestruturais ZAC para os eletro <u>dos</u> A e B soldados em diferentes níveis de energia	149
Figura 8.6	- Variações microestruturais de ZL para os ele- tro <u>dos</u> A, B, C e D na condição de alta ener- gia	150
Figura 8.7	- ZL para o eletrodo Tipo E	153
Figura 8.8	- Zona de ligação para o eletrodo Tipo F	153
Figura 8.9	- ZF para os eletrodos Tipos A e B soldado na condição de alta energia	154
Figura 8.10	- Variação microestrutural da ZL para os eletro <u>dos</u> A, B e C na condição de baixa energia.....	155

SIMBOLOGIA

CE	-	- Carbono equivalente
CA	-	- Corrente alternada
CC	-	- Corrente contínua
CC ⁺	-	- Corrente contínua, polaridade inversa
CC ⁻	-	- Corrente contínua, polaridade direta
ZAC	-	- Zona afetada pelo calor
ZL	-	- Zona de ligação
ZF	-	- Zona fundida
V	V	- Tensão de soldagem
V ₁	V	- Tensão no momento de reignição
I	A	- Corrente de soldagem
I ₁	A	- Corrente no momento de reignição
I _n	A	- Corrente nominal
t ₁	s	- Tempo necessário para a reignição
t _s	s	- Tempo de soldagem
B	$\Omega^{-1} s^{-1}$	- Índice de estabilidade
Q	cal	- Quantidade de calor
F	J	- Equivalente mecânico da caloria
P	W	- Potência
PE	W	- Potência elétrica dissipada
PC	W	- Potência elétrica consumida
R	Ω	- Soma das resistências
Relet.	Ω	- Resistência elétrica no eletrodo
Rconex.	Ω	- Resistência elétrica nas conexões
Rarco	Ω	- Resistência elétrica no arco
ρ	$\Omega \cdot \text{cm}$	- Resistividade elétrica do material do eletrodo

ℓ	cm	- Comprimento do eletrodo
S	cm ²	- Área da seção transversal do eletrodo
C	kg/h	- Consumo
Cr	kg/h	- Consumo real
Cc	kg/h	- Consumo convencional
Ce	kg/h	- Consumo específico
Pr	kg/h	- Produção
Pe	kg/h	- Produção específica
Pep	gr	- Peso do eletrodo antes da soldagem
Pef	gr	- Peso do eletrodo após a soldagem
Ppd	gr	- Peso do corpo de prova depois da soldagem
Ppo	gr	- Peso do corpo de prova antes da soldagem
η	%	- Rendimento de deposição
mf	gr	- Massa da alma fundida do eletrodo
E	J/cm	- Energia de soldagem
v_s	cm/min	- Velocidade de soldagem
σ_r	kg/mm	- Resistência à tração
a	mm	- Comprimento do arco
ψ	rad	- Ângulo de fase entre tensão e corrente
T	°C	- Temperatura
ΔT	°C	- Variação de temperatura
$v_{r_{8-5}}$	°C/s	- Velocidade de resfriamento entre 800-500°C
$t_{r_{8-5}}$	S	- Tempo de resfriamento entre 800-500°C
σ		- Desvio padrão

RESUMO

Este trabalho procurou verificar a influência do elemento níquel quando introduzido através da alma (eletrodos convencionais) e do revestimento (eletrodos sintéticos) sobre o comportamento da soldagem a frio dos ferros fundidos cinzentos. Para isto utilizou-se uma série de eletrodos experimentais, de concepções sintética e convencional com variações dos teores de níquel.

Para avaliar esta influência, foram determinadas, comparativamente, as características operacionais e as variações metalográficas em corpos de prova de simples deposição. As modificações metalúrgicas que o material base poderia ter em função da velocidade de resfriamento foram avaliadas através da simulação de ciclos térmicos de soldagem. Finalmente, um ensaio de soldabilidade foi realizado para medir a susceptibilidade à formação de trincas.

Os resultados não mostram a influência da concepção de fabricação dos eletrodos, mas sim o efeito marcante da energia de soldagem.

ABSTRACT

The aim of this work is to verify the influence of the Nickel when it is present in the core (conventional electrodes) and in the coating (synthetic electrodes) on the behaviour of cold welding of gray cast iron. It was utilized a laboratory made set of synthetic and conventional electrodes, with changes on nickel contents.

In order to evaluate this influence, it was determined by comparison the operational characteristics and metallographics changes in samples with bead-on-plate welding. The metallurgics changes that the base material could have with the cooling rate were evaluated through of simulation of weld thermal cycles. Finally a weldability test was made to measure the susceptibility to crack formation.

The results show no influence of the electrodes manufacturing process but a stronger effect of the welding heat input.

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

O estágio atual do desenvolvimento econômico brasileiro exige a adoção de uma nova posição com relação à geração de tecnologia, principalmente nos setores de insumos básicos e de bens de capital. Essa posição deve consistir numa definição da importância da fase de criação tecnológica de processos e de produtos, de forma a alterar o presente, em que a dependência externa tende a persistir ou até agravar-se.

Ao longo das últimas décadas, a indústria de insumos básicos e de bens de capital, sob encomendas, não se caracterizou pela geração inicial de tecnologia, mas pelo desenvolvimento das fases de aplicação dessa tecnologia.

O que se tem observado é que mesmo nos países mais desenvolvidos, a tecnologia para fabricação de eletrodos revestidos para soldagem manual é um tanto empírica, prova disto é a quase inexistência de trabalhos científicos publicados sobre o assunto. No caso brasileiro, o desenvolvimento nesta área vem-se caracterizando por uma tentativa de adaptar as formulações às nossas matérias primas. É nessa linha de concepção que qualquer trabalho neste setor se torna importante, pois permite o fornecimento de subsídios à implementação de novas técnicas que possam resultar no desenvolvimento da soldagem.

Apesar do desenvolvimento constante de novos materiais, os ferros fundidos são as ligas metálicas que possuem a mais elevada produção em termos de peso de peças fundidas no mun

do. No Brasil, a produção de ferros fundidos tem aumentado de maneira significativa, conforme dados coletados pela Associação Brasileira dos Metais - ABM - e apresentados por Adalberto Bierrenbach de Souza Santos no livro Metalurgia dos Ferros Fundidos Cinzentos e Nodulares, estando hoje entre os vinte maiores produtores mundiais. Do total de produção nos últimos anos, observa-se uma tendência de aumento de produção de ferro fundido nodular em detrimento da utilização do ferro fundido cinzento, embora este último represente ainda a maior parcela de utilização dentre todos os tipos de ferros fundidos.

Estes dados de produção mostram a importância crescente que os ferros fundidos vem assumindo em decorrência do próprio desenvolvimento do país, o que justifica a necessidade de um maior conhecimento destas ligas, tanto no que se refere à sua tecnologia de fabricação, quanto as suas aplicações, com o objetivo de se produzir cada vez mais e com maior nível de qualidade.

Um entrave a uma maior utilização dos ferros fundidos se refere a problemas em sua soldabilidade, devido principalmente ao elevado teor de carbono que esses materiais apresentam, aliado a uma baixa ductilidade, não permitindo absorver as contrações originadas durante a soldagem. Os diversos tipos de ferros fundidos se comportam de maneira distinta em relação a soldagem. O ferro fundido branco é considerado como sendo praticamente impossível de ser soldado. O ferro fundido cinzento pode ser perfeitamente soldado, porém certos cuidados especiais deverão ser observados. Já os tipos nodulares e maleáveis apresentam uma melhor soldabilidade em relação aos tipos anteriores, com comportamento parecido ao de um aço de baixa liga.

De uma forma geral, a soldagem a frio destes materiais exige a utilização de eletrodos especiais possuindo uma alma a base de Níquel (de 60 a 100% de Níquel). Entretanto, tais eletrodos apresentam um elevado custo que juntamente com um alto volume necessário, principalmente quando se deseja recuperar estruturas volumosas, como base de prensas, por exemplo, traz reflexos sob o ponto de vista econômico.

Algumas alternativas podem ser utilizadas sob o aspecto de redução de custo, dependendo das propriedades mecânicas que são exigidas. Uma alternativa poderia ser a realização de apenas um amanteigamento (buttering) nos bordos do chanfro, utilizando eletrodos de Níquel e completar o restante da solda com eletrodos de aço. Outra alternativa poderia ser a utilização de um eletrodo chamado sintético, de concepção de fabricação diferente dos eletrodos convencionais a base de Níquel, cujo custo torna-se bem menor.

Os eletrodos sintéticos, nome devido à adição de elementos de liga no revestimento, apresentam diferenças de comportamento com relação aos eletrodos chamados convencionais. Um exemplo verificado durante um estudo com certo tipo de eletrodo sintético se refere às suas características operacionais, em especial um menor consumo específico que aliado a uma maior produção específica permite obter com estes eletrodos um rendimento real superior aos eletrodos convencionais, outra característica com implicações econômicas. Pode-se esperar que variações na composição da alma e revestimento causem alterações nos fatores que governam o consumo do eletrodo. Outras diferenças que podem ser verificadas referem-se as propriedades mecânicas. Os eletrodos sintéticos parecem gerar variações metalúrgicas na região soldada

diferentes das ocorridas com os convencionais que influenciam as propriedades da junta.

Na soldagem elétrica manual, uma das características possíveis de ser observadas no comportamento do revestimento é a possibilidade de haver diferenças na transferência real de energia para a solda, entre dois eletrodos de mesma classe, mas de concepção de fabricação diferente.

Partindo destas observações e pressupostos, este trabalho procurou estudar a influência de elementos de liga quando presentes praticamente na alma (eletrodos convencionais) e quando presente totalmente no revestimento (eletrodos sintéticos) sobre o comportamento da soldagem a frio de ferros fundidos cinzentos. Para isto ensaiou-se comparativamente uma série de eletrodos sintéticos e convencionais experimentais com variações do teor de Níquel no revestimento e na alma respectivamente. Os comportamentos avaliados foram em função das características operacionais e econômicas (consumo, produção, rendimento, etc) e das características técnicas (reflexos da energia imposta sobre a metalurgia e propriedades da região soldada).

Este trabalho visa, pois, fornecer subsídios elementares para a aplicação e elaboração de eletrodos sintéticos, os quais devido ao menor custo de fabricação podem vir a substituir com vantagens a concepção convencional. Além disso, o estudo mais aprofundado da soldabilidade de um tipo de ferro fundido cinzento poderá complementar a pouca literatura científica existente sobre o assunto.

CAPÍTULO II

OS FERROS FUNDIDOS

2.1 - Generalidades

Dentre as ligas ferro-carbono, os ferros fundidos constituem um grupo de ligas de grande importância para a indústria, não só devido às características econômicas inerentes ao próprio material, como também pelo fato de mediante a introdução de elementos de liga e/ou aplicação de tratamento termo-químicos adequados, se conseguir propriedades mecânicas compatíveis, tornando-os viáveis em empregos que de certo modo eram exclusivos dos aços. Assim sendo, o seu estudo é fundamental para o engenheiro mecânico, ao qual se oferece mais uma opção no sentido da seleção de materiais metálicos para as diversas aplicações industriais.

Apesar de ser o ferro fundido um material usado há muitos anos e de considerável importância em construção mecânica, a sua metalurgia até recentemente era pouco entendida pela maioria dos técnicos. Entretanto, durante os últimos anos tem-se conseguido notáveis avanços, devido principalmente a evolução do conhecimento sobre os mecanismos e a termodinâmica dos processos que ocorrem na solidificação dessas ligas.

Os ferros fundidos relativamente aos aços, tem menor ponto de fusão, apresentam maior fluidez e se submetem a moderada contração durante a solidificação e resfriamento. Entretanto, a resistência à tração e ductilidade destes materiais são me

nores que às dos aços, o que limita sua aplicação. Por outro lado, apresenta ainda, algumas categorias, uma excelente usinabilidade, uma resistência notável ao desgaste por atrito ou fricção, uma boa resistência à oxidação e um preço relativamente baixo. Estas características recomendam o uso do ferro fundido em uma infinidade de peças, ampliando-se continuamente o campo de aplicação do mesmo.

2.2 - Metalurgia dos Ferros Fundidos

Essencialmente, os ferros fundidos são ligas de ferro e carbono, contendo também outros elementos como o silício e o manganês. Alguns tipos contêm níquel, cromo e molibdênio, em quantidade variáveis, de acordo com as propriedades que se deseja obter. Em função do teor desses constituintes e do modo de resfriamento da peça, por ocasião de sua elaboração, pode-se obter diferentes estruturas que caracterizarão os diversos tipos de ferros fundidos. A seguir far-se-á uma análise detalhada dos fatores influentes na estrutura de um ferro fundido.

2.2.1 - Os sistemas ferro-carbono e ferro-carbono-silício

Para um melhor entendimento das reações metalúrgicas, há necessidade de se recorrer aos diagramas de equilíbrio que fornecem informações sobre as fases presentes, em condições de equilíbrio, em função da composição e da temperatura.

No caso dos aços, a interpretação das estruturas em condições de resfriamento lento pode ser feita com o auxílio do diagrama meta-estável ferro-carbono, isto é, diagrama ferro-cementita. No caso dos ferros fundidos, as transformações podem

se dar tanto segundo o diagrama metaestável como segundo o diagrama estável. No caso de transformação segundo o diagrama metaestável forma-se cementita e, ou ledeburita, e no caso da reação segundo o diagrama estável forma-se grafita. A Figura 2.1 apresenta os diagramas ferro-carbono metaestável e o estável superpostos.

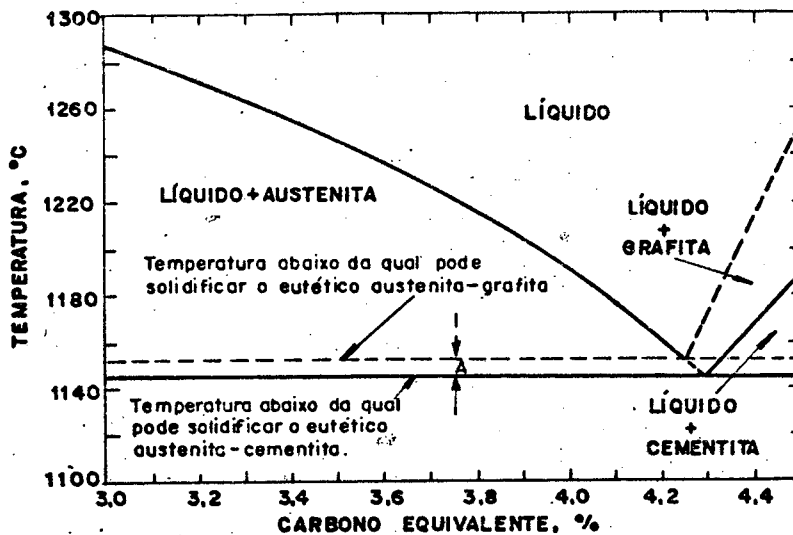


Fig. 2.1. Duplo diagrama ferro-carbono para ferros fundidos [1]
 ----- \Rightarrow estável ————— \Rightarrow metaestável

Em ferros fundidos, além da possibilidade das reações poderem ocorrer segundo o diagrama ferro-cementita e ferro-grafita, existe a complicação adicional de que na prática, tratam-se de ligas ternárias ferro-carbono-silício sendo, portanto, necessário o estudo apoiar-se no diagrama Fe-C-Si. Tal estudo pode ser feito tomando-se secções do diagrama Fe-C-Si para teores determinados de silício. A Figura 2.2 ilustra secções para teores de silício de 2,3%, 3,5%, 5,2% e 7,9% [2], onde observa-se apenas as linhas de transformações para temperaturas elevadas, a partir de 1000°C. Pela observação desses diagramas, verifica-se que a principal alteração refere-se à composição do eutético, cuja posição desloca-se para a esquerda à medida que se aumenta o teor de silício. Ao mesmo tempo, nota-se que a reação do eutético ocorre

num intervalo de temperaturas ao contrário do que acontece no diagrama binário Fe-C, onde tal reação se dá a uma temperatura constante.

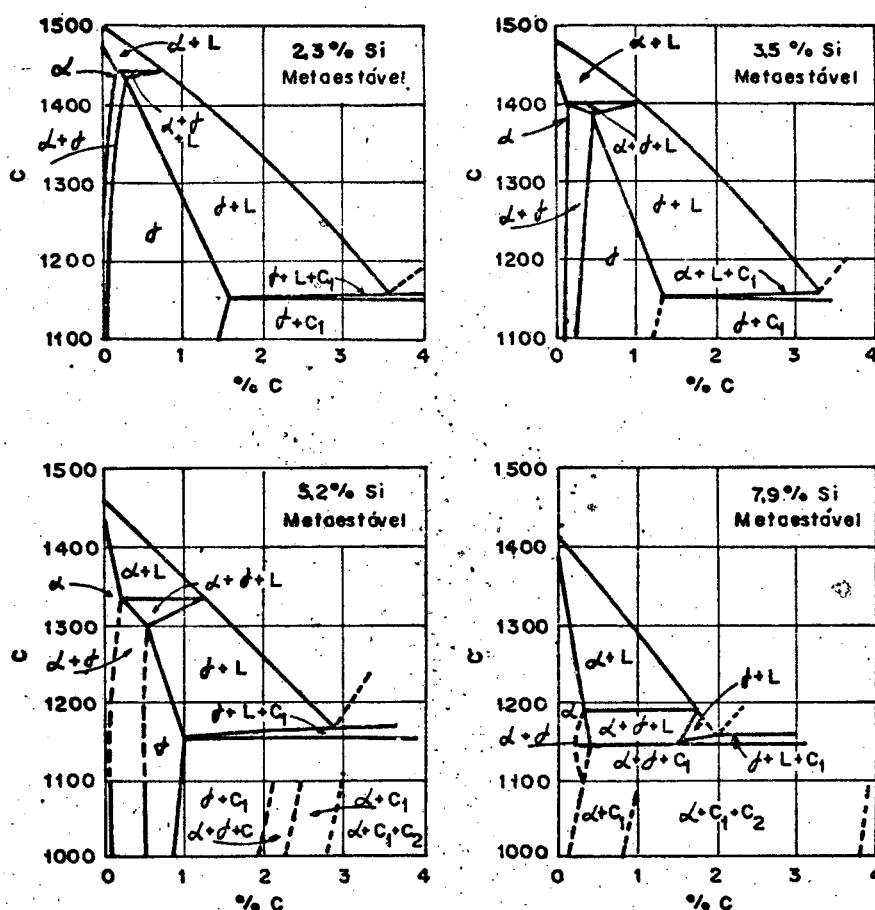


Fig. 2.2. Diagramas de equilíbrio metaestáveis Fe-C-Si para quatro diferentes teores de silício [2].

Como o uso de diagramas ternários é relativamente com plexo, para fins práticos utiliza-se um conceito ou fórmula que possibilita levar em consideração o efeito do silício nas transformações estruturais e, portanto, nas propriedades dos ferros fundidos em que este elemento está presente em teores relativamente altos. Este conceito é o do "carbono equivalente" [1, 2] que é representado pela seguinte fórmula:

$$CE^* = \%C + \frac{1}{3} (\%Si + \%P) \quad (2.1)$$

* Tal fórmula foi desenvolvida para se comparar os ferros fundidos sob o pon to de vista de deslocamento do ponto eutético.

Desprezando o fósforo, cuja influência nessas ligas não é muito importante [1,2], ter-se-ia então:

$$CE = \%C + \frac{1}{3} (\%Si) \quad (2.2)$$

Através da fórmula pode-se observar que o efeito do silício corresponde ao de um terço do efeito do carbono. Além do efeito que o silício exerce de deslocar o eutético para teores mais baixos de carbono, uma outra característica deste elemento, fundamental sob o ponto de vista de estrutura e propriedades mecânicas, relaciona-se com sua tendência grafitizante ao promover a decomposição do Fe_3C em ferro e carbono, este último sob a forma de grafita lamelar.

Os ferros fundidos cinzentos são basicamente ligas onde a maior parte do líquido solidifica-se como um eutético, isto é, comporta-se como uma liga de carbono equivalente próximo de 4,3%. As ligas comerciais, em geral, tendem a ser hipo-eutéticas, isto é, com carbono equivalente menor que 4,3%. Em alguns casos particulares a composição pode ser hipereutética (carbono equivalente maior que 4,3%).

Como já se mencionou anteriormente, a solidificação dos ferros fundidos pode-se dar na forma estável, com a formação de austenita e cementita. Pode-se entender melhor o exposto considerando simultaneamente os diagramas estável e metaestável, mostrado na Figura 2.1.

O "diagrama duplo" nos indica que abaixo da temperatura do eutético estável forma-se grafita e austenita, e abaixo da temperatura do eutético metaestável forma-se cementita e austenita, originando a ledeburita. No diagrama vê-se que a diferença entre as temperaturas do eutético estável e o metaestável é menor

que 10°C, sendo esta diferença bastante afetada pela composição química. Elementos grafitizantes, como por exemplo o silício, tendem a aumentar esta diferença e elementos estabilizadores de carbonetos, como por exemplo o cromo, tendem a diminuí-la. As Figuras 2.3 e 2.4 mostram a influência destes dois elementos.

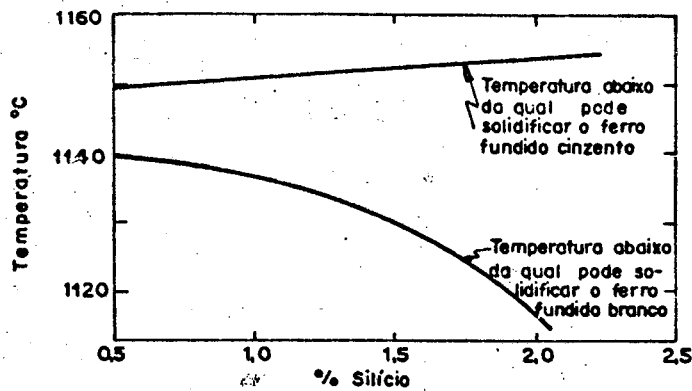


Fig. 2.3. Influência do silício nas temperaturas de equilíbrio dos eutéticos austenita/grafita, austenita/carboneto. [1]

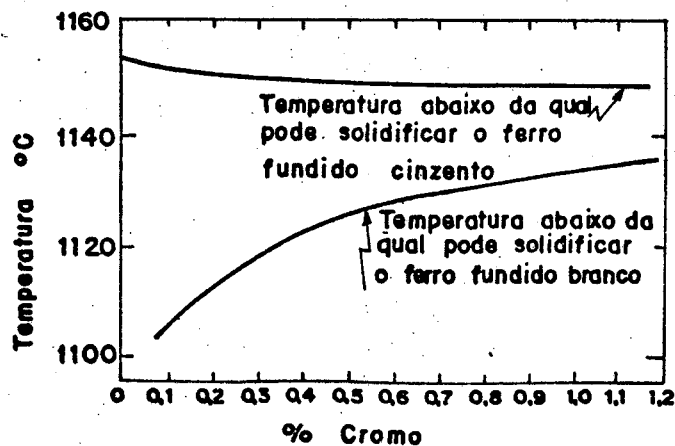


Fig. 2.4. Influência do cromo nas temperaturas de equilíbrio dos eutéticos austenita/grafita e austenita/carboneto. [1]

2.2.2 - Microconstituintes dos ferros fundidos

De uma forma geral as propriedades mecânicas de um ferro fundido dependem do tipo, forma e distribuição dos constituintes microestruturais. Destes elementos, a grafita apresenta um efeito significativo, sendo que a quantidade, tamanho e forma destas partículas afetam substancialmente a resistência e dutibilidade de um ferro fundido. Além disso, a microestrutura da matriz envolvendo as partículas de grafita também influencia as propriedades mecânicas de um fundido. Esta microestrutura pode ser basicamente formada por um ou mais dos constituintes: ferrita (com todo o carbono no estado grafítico), perlita, austenita, ledeburita, martensita e cementita. A composição final da matriz dependerá basicamente da composição química, taxa de resfriamento e tratamento térmico. A seguir far-se-á uma descrição geral destes componentes microestruturais.

GRAFITA:

É o elemento que determina fundamentalmente os característicos mecânicos dos ferros fundidos, sendo por isto o mais importante. Sendo a grafita um elemento que não tem resistência mecânica alguma e que intercepta a continuidade do material metálico, a forma, tamanho e a disposição da mesma tem grande importância na resistência do ferro fundido, seja à tração ou à flexão, e é óbvio que, quanto menor for a grafita, maior será a resistência do material. O afinamento da grafita é fortemente influenciado pela elevação da temperatura do material, sendo este o melhor e mais eficiente método para alterar o tamanho dos grafitas, baseado em experiências de diversos pesquisadores. A elevação da temperatura

provoca a formação de maior quantidade de carbono combinado na peça, diminuindo com isso a quantidade de grafita e ferrita livre, caso esta última existir. Outro fator muito importante é o tempo durante o qual é mantida a alta temperatura, sendo que um aumento do tempo provoca um afinamento da grafita. De uma maneira geral a grafita ocupa um volume de 10-17% de toda a estrutura do material dependendo da composição química e da velocidade de resfriamento [1]. As grafitas são classificadas morfologicamente por letras, como mostrado no item 2.4.3.

FERRITA:

É uma solução sólida de ferro alfa e carbono e tende a ocorrer nos ferros fundidos quando submetidos a baixa velocidade de resfriamento no intervalo de 850-550°C e, ou, com a presença de grafita fina, tipo D. Uma estrutura totalmente ferrítica (com grafita tipo A) pode ser obtida por um tratamento térmico de recozimento quando se deseja, por exemplo, ferros fundidos cinzentos com alguma ductilidade e máxima usinabilidade.

PERLITA:

A perlita é um microconstituente formado por lamelas de cementita sobre uma matriz de ferrita. A formação da perlita em ferros fundidos cinzentos é favorecida pela presença de grafita tipo A e elevadas velocidades de resfriamento no intervalo de 900-650°C. É a perlita, no ferro fundido, o microconstituente que atua no sentido de aumentar a resistência mecânica e a dureza.

LEDEBURITA:

A ledeburita é uma mistura eutética que se forma a 1145°C

na cristalização da liga fundida com um teor de 4,3% de carbono. Compõe-se de pequenos glóbulos de perlita sobre um fundo de cementita, apresentando por isto elevada dureza.

Além da grafita, perlita, ferrita e ledeburita, os ferros fundidos podem apresentar ainda outros microconstituintes tais como: cementita livre, steadita e inclusões de sulfeto de manganês. A cementita livre pode ocorrer durante a solidificação, devido a altas velocidades de resfriamento, ou pela presença de elementos estabilizadores de carbonetos. A steadita pode aparecer em ligas comerciais devido a presença do fósforo. É um constituinte de natureza eutética, compreendendo partículas de fosfeto de ferro (Fe_3P) e carboneto de ferro (Fe_3C), com baixo ponto de fusão ($950-1050^\circ\text{C}$) e com tendência a ocorrer em regiões que se solidificam por último. Tanto a cementita como a steadita tendem a aumentar a dureza e a fragilidade, quando presentes em quantidades elevadas, sendo interessante tecnologicamente mantê-las abaixo de 5% na microestrutura [1]. As inclusões de sulfeto de manganês tendea aparecer nos ferros fundidos, porém desde que distribuídos ao acaso e em quantidades pequenas tem efeito desprezível nas propriedades mecânicas do material.

2.2.3 - Ação dos elementos químicos

A ação dos elementos de liga pode ser interpretado pelos efeitos microestruturais e pelas influências nas propriedades do ferro fundido. Os elementos comumente presentes e aqueles adicionados como elementos de liga, podem ser classificados em dois grupos de acordo com o seu efeito durante a solidificação; os elementos grafitizantes, tais como, carbono, sílicio, alumínio e níquel, que tendem a promover a formação de grafita durante a so

lidificação e os elementos estabilizadores de carbonetos, como o manganês, cromo, molibdênio e vanádio, que retardam a precipitação de grafita, aumentando a tendência à formação de carbonetos.

De uma maneira geral, a tendência de todos os elementos de liga, quando adicionados em baixos teores, é aumentar a resistência a tração e dureza, Figura 2.5, bem como a tenacidade sem prejudicar, se possível, a usinabilidade. Como esses fatores tendem a ser antagônicos há necessidade de um balanceamento correto dos elementos químicos.

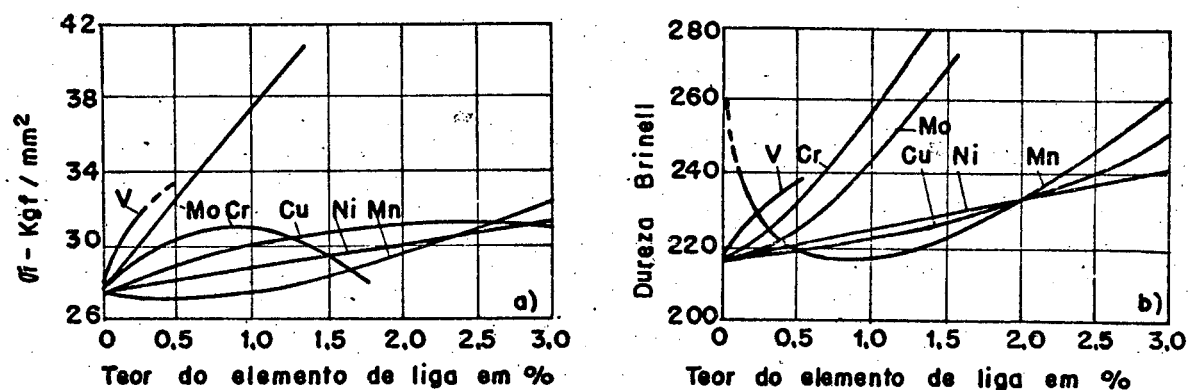


Fig. 2.5. Influência do teor do elemento de liga sobre a resistência à tração e a dureza em corpos de prova de 30 mm φ | 1 |. Ferro fundido base: C - 3,24%; Si - 1,88%; Mn - 0,17%; S - 0,09%.

Os elementos que mais influenciam na estrutura são o carbono e o silício. O carbono é o elemento mais importante nos ferros fundidos, sendo o maior responsável pelas propriedades mecânicas e de fundição. O carbono se apresenta na matriz sob a forma de perlita e como grafita em forma de veios. Em ferros fundidos perlíticos, o carbono combinado, em geral, varia de 0,5% a 0,8% e o carbono grafítico de 2,0% a 3,0%. Por outro lado, o silício atua como um forte grafitizante tanto na solidificação como nas trans

formações no estado sólido. O silício satura o ferro quanto a solubilidade do carbono e, assim, a separação do mesmo em forma de grafita será tanto maior quanto mais alto for o teor em silício, o que implica em ter grafita em maior quantidade e com maiores dimensões.

O manganês, sempre presente, tem efeito oposto ao do silício, isto é, estabiliza a cementita e, assim, contrabalança, de certo modo, a ação grafitizante do silício. A principal finalidade da adição do manganês é neutralizar a atuação de enxôfre. Entretanto, como na prática há sempre um excesso deste elemento, este atua como estabilizador da perlita. Em uso normal o teor do manganês varia na faixa de 0,55 a 0,75%. Quando a percentagem é superior a 1%, a soldabilidade do ferro fundido é afetada [3].

O níquel é um elemento grafitizante e as quantidades mais comumente adicionadas se situam entre 0,5% e 1,5% para contrabalançar o efeito estabilizador de elementos como o cromo, molibdênio e vanádio, sendo por esta razão raramente adicionado isoladamente.

A presença do enxôfre na fundição aumenta a contração, diminui a fluidez do ferro líquido e provoca coquilhamento, inclusive coquilhamento invertido, isto é, a peça é cinzenta no exterior e coquilhada no interior. Além disso, o enxôfre (estabilizador de carbonetos) tende também a manter o carbono combinado sob a forma de cementita e seu teor não deve exceder 0,12%. Um aumento de 0,06 a 0,08% no teor de enxôfre pode provocar diferenças notáveis no comportamento durante a solidificação e, consequentemente, na estrutura [4]. Por outro lado, um mínimo de enxôfre é necessário, aparecendo, em caso contrário, estruturas totalmente indesejáveis. O enxôfre apresenta-se nos ferros fundidos sob a forma de sulfetos de ferro e de manganês.

O fósforo é um estabilizador relativamente forte do carboneto de ferro e sua principal ação é na estrutura do material porque forma com o ferro e o carbono um composto de natureza eutética, a steadita, que se caracteriza pela extraordinária dureza, fato este que fornece ao ferro fundido, com teores de fósforo da ordem de 0,6%, uma alta resistência ao desgaste, propriedade esta que se aproveita nas peças submetidas a atrito, como são, por exemplo, os anéis de pistão nos motores de combustão interna. O fósforo é um elemento que origina porosidades no material, provoca segregação da grafita, aumenta a fluidez do metal fundente e lhe dá maior fragilidade a frio. Normalmente seu teor não deve exceder 0,06% [3].

2.2.4 - Influência da velocidade de resfriamento

Este parâmetro relaciona a velocidade de resfriamento propriamente dita durante a solidificação no interior dos moldes e a espessura das peças moldadas.

Para elevadas velocidades de resfriamento não há muito tempo para a decomposição da cementita, de modo que, dependendo dos teores de carbono e silício, pouca ou nenhuma grafitização ocorre, formando-se ferro fundido branco.

Com velocidades de resfriamento lentas ocorre uma apreciável grafitização, o grau dependendo sempre do teor de silício. A estrutura será constituída essencialmente de perlita e grafita. Para resfriamento ainda mais lento e teor de silício mais elevado, a cementita da perlita pode também decompor-se parcialmente, originando-se assim a estrutura constituída de veios de grafita, perlita e ferrita. Essa estrutura confere ao material características de baixa dureza e excelente usinabilidade, além de razoável resistência mecânica.

A velocidade de resfriamento não influi apenas na grafitização, mas também na forma, distribuição e tamanho dos veios de grafita. Para altas velocidades produzem-se veios finos, com uma distribuição dendrítica, comumente indesejável. Para velocidades médias resultam em distribuição e tamanhos normais e velocidades lentas há uma distribuição de veios grosseiros de grafita.

2.3 - Tipos de Ferros Fundidos

Como tipos principais de ferros fundidos pode-se destacar o ferro fundido branco, cinzento, maleável e o nodular, os quais são obtidos em função da composição química e do modo de resfriamento da peça, por ocasião de sua elaboração. Existem ainda alguns tipos especiais, tais como Meehanite e Ni - Resistente, porém, suas utilizações são menos comuns. A seguir far-se-á uma descrição rápida das características dos principais tipos de ferros fundidos.

2.3.1 - Ferro fundido branco

Neste tipo de ferro fundido, o carbono se apresenta na forma combinada de carboneto de ferro (Fe_3C), mostrando uma superfície de fratura clara. Suas propriedades fundamentais, devido justamente a alta qualidade da cementita, são elevadas dureza e resistência ao desgaste. Em consequência, sua usinabilidade é prejudicada, ou seja, estes materiais são muito difíceis de se usinarem, mesmo com os melhores materiais de corte.

A composição química adequadamente ajustada - teores de carbono e silício - além de uma rápida velocidade de resfriamento, são os meios mais usados para produzir ferro fundido branco. A sua produção industrial exige, em princípio, a combinação

desses dois fatores. Para isso, lança-se mão do chamado sistema de "coquilha", que consiste em derramar-se o metal líquido em moldes metálicos, onde o metal resfria em condições tais ou com tal velocidade que praticamente toda a grafitização é eliminada e o carbono fica retido na forma combinada.

Como é conhecido, a ductilidade do material base é essencial para se realizar uma soldagem, por isto compreende-se o porquê do ferro fundido branco ser quase impossível de ser soldado.

Uma análise química típica deste material se situa dentro dos seguintes patamares: 2,9 a 3,2%C; 1,0 a 1,5%Si; 0,5 a 0,8%Mn; 0,07%S e 0,20%P.

2.3.2 - Ferro fundido cinzento

O ferro fundido cinzento é uma liga ferro, carbono e silício, contendo também outros elementos, e apresentando em sua microestrutura grafita sob a forma de veios.

Como características mais notáveis para este material pode-se destacar: seu baixo ponto de fusão e alta fluidez, a não deformabilidade à alta temperatura como ocorre nos aços comuns, a capacidade de amortecimento de vibrações mecânicas e excelente resistência ao desgaste por atrito ou fricção. Todas estas propriedades recomendam o uso do ferro fundido cinzento em uma infinidade de peças.

A composição química típica deste material geralmente se situa dentro dos seguintes limites: 3,0 - 3,4%C; 0,5-0,7%Mn; 1,9-2,2%Si; 0,07%S e 0,05%P.

2.3.3 - Ferro fundido maleável

Como seu próprio nome indica, o ferro fundido maleável

vel tem propriedades intermediárias entre o ferro fundido cinzento e os aços.

Este tipo de fundido se obtém a partir do ferro fundido branco, que sofre um prolongado tratamento térmico de recozimento a 850°C para decompor a cementita, originando o carbono livre em finas partículas (não em veias). Pode-se obter dois tipos diferentes. O primeiro é o tipo europeu, que se produz empregando o tratamento térmico citado acima, durante um ou dois dias e em presença de óxido de ferro que oxida o carbono superficialmente, com a natural redução da porcentagem do mesmo na composição final. A fratura desse material apresenta-se branca, daí também ser conhecido como "ferro fundido maleável de núcleo branco. O segundo tipo é o chamado "fundido maleável americano", que se obtém prolongando o recozimento, às vezes até oito dias, e cuja estrutura, apresenta um fundo ferrítico com o carbono livre uniformemente distribuído. A fratura deste ferro fundido tem a parte central com uma cor cinza escuro e as bordas mais claras. Por isso é também chamado "ferro fundido maleável de núcleo preto".

O ferro fundido maleável consegue ter a mesma resistência à tração que os aços doces e uma ductilidade um pouco menor. Daí nota-se que este tipo de fundido é mais fácil de soldar que o fundido cinzento.

A porcentagem dos elementos silício, enxofre e mangañes encontrados normalmente são: 0,6 a 1,1% Si; 0,4% Mn e 0,08% S.

2.3.4 - Ferro fundido nodular

Trata-se de material elaborado através de nucleação dirigida (inoculação) pela presença de elementos especiais (principalmente magnésio e cerium).

principalmente o magnésio), no qual a grafita se encontra sob a forma de nódulos e não mais na forma lamelar, como é o caso do ferro fundido cinzento. Com esta estrutura elimina-se o efeito de entalhe e obtêm-se propriedades semelhantes às do ferro fundido maleável, sem necessidade de tratamentos térmicos.

Este tipo de ferro fundido apresenta uma composição química similar a do ferro fundido cinzento.

2.4 - Os Ferros Fundidos Cinzentos

Em virtude do enfoque abordado por este trabalho a respeito da utilização de eletrodos revestidos para a soldagem dos ferros fundidos cinzentos, torna-se importante abrir um espaço maior para uma caracterização geral deste material.

Várias são as razões que justificam a acentuada utilização do ferro fundido cinzento, apresentando uma série de características não encontradas em qualquer outro material, e tornando-se em muitos casos um material indispensável na indústria metalúrgica e na indústria automotiva em particular.

Nos itens seguintes são caracterizados os ferros fundidos cinzentos, baseado nas suas propriedades e microestruturas.

2.4.1 - Propriedades dos ferros fundidos cinzentos

As propriedades mecânicas dos ferros fundidos cinzentos não dependem somente da composição química, mas são fortemente influenciadas pelo processamento, em particular, pela taxa de resfriamento durante e após a solidificação. A sua estrutura básica apresenta a maior parte do carbono na forma de veios de grafita, que podem apresentar diferentes formas, tamanho e distribuição. É

a presença desses veios, formados durante a solidificação, que caracteriza em grande parte o ferro fundido cinzento.

As principais propriedades que se deve observar para os ferros fundidos cinzentos são a resistência à tração e ao desgaste, a dureza, a usinabilidade e em muitos casos o módulo de elasticidade.

Destas propriedades, às mais comumente especificadas na comercialização são a resistência à tração e a dureza. Entre tanto, as demais propriedades, de certo modo, podem ser correlacionadas com essas duas. A principal justificativa do uso dessas duas propriedades para especificar o produto é que elas são relativamente fáceis de serem determinadas.

As Tabelas 2.1 e 2.2 fornecem as propriedades mecânicas dos ferros fundidos cinzentos, pelas normas ABNT e DIN respectivamente.

Tab.2.1. Propriedades mecânicas dos ferros fundidos cinzentos, de acordo com a EB126 da ABNT [2]

Classe	Diâmetro da barra de ensaio		Limite de resistência à tração (min) kgf/mm ²	Dureza Brinell (valores máximos)	Resistência à flexão estática (valores médios kgf/mm ²)
	D, mm (no estado bruto de fusão)	d, mm (usinada)			
FC10	30	20	10	201	—
FC15	13	8	23	241	34
	20	12,5	18	223	32
	30	20	15	212	30
	45	32	11	201	27
FC20	13	8	28	255	41
	20	12,5	23	235	39
	30	20	20	223	36
	45	32	16	217	33
FC25	13	8	33	269	—
	20	12,5	28	248	46
	30	20	25	241	42
	45	32	21	229	39

FC30	20	12,5	33	269	—
	30	20	30	262	48
	45	32	26	248	45
FC35	20	12,5	38	—	—
	30	20	35	227	54
	45	32	31	269	51
FC40	30	20	40	—	60
	45	32	36	—	67

Tab. 2.2. Propriedades mecânicas dos ferros fundidos cinzentos, segundo as normas DIN |2|

	GG-10	GG-15	GG-20	GG-25	GG-30	GG-35	GG-40
Limite de Resistência à tração kgf/mm ²	10	15	20	25	30	35	40
Limite de Resistência à flexão, kgf/mm ²	20/31	23/37	29/43	35/44	41/55	47/61	53/67
Resistência à compressão, kgf/mm ²	50/60	57/70	60/83	70/100	82/120	95/140	110/140
Dureza Brinell	140/190	170/210	186/240	200/260	210/280	210/281	230/300
Módulo de Elasticidade, 10 kgf/mm ²	7,5/10	8/10,5	9/11,5	10,5/12	11/14	12,5/14,5	12,5/15,5
Limite de fadiga kgf/mm ²	0,35 a 0,50 do limite de resistência à tração						
Estrutura	ferrítica ←————→ perlítica						

2.4.2 - Efeito da matriz

Em ferros fundidos cinzentos comuns a matriz pode ser ferrítica, perlítica ou mista. A matriz perlítica tem maior resistência e dureza que a ferrítica, sendo esta mais dútil e de menos dureza. A resistência mecânica da ferrita depende, principalmente, da quantidade dos vários elementos em solução sólida. Resumindo, a matriz perlítica confere ao ferro fundido altas re

sistências à tração e ao desgaste, enquanto que a ferrítica tende a aumentar a ductilidade e a usinabilidade, mas não a tenacidade.

2.4.3 - Tipos de grafitas e sua influência

No ferro fundido cinzento a grafita forma-se quase que exclusivamente durante a solidificação. Esta grafita pode variar não só em quantidade como em morfologia (forma, tamanho e distribuição). A morfologia da grafita é classificada segundo normas técnicas como ASTM, DIN e AFS. As normas ASTM e AFS classificam as grafitas em cinco tipos, como se segue [1,2,5]:

TIPO A - irregular desorientada, com lamelas finas e uniformes, distribuídas ao acaso.

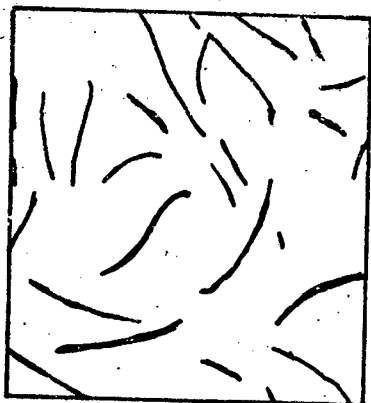
TIPO B - em roseta; sendo o centro do esqueleto formado por gráfita fina e as bordas por grafita grosseira.

TIPO C - desigual irregular, formada por veios grandes, típica de ferros fundidos hipereutéticos.

TIPO D - interdentríca desorientada, típica de solidificação com elevado superesfriamento.

TIPO E - interdendrítica orientada, típica de ferros fundidos com baixo carbono equivalente e em cuja solidificação ocorreu elevado superesfriamento.

A Fig.2.6 representa esquematicamente os tipos descritos.



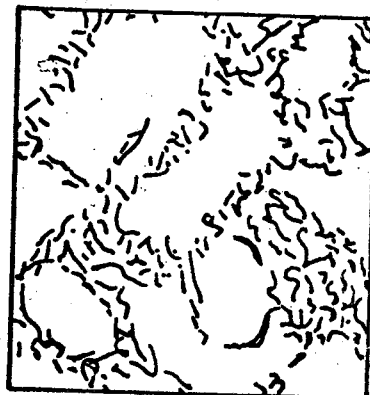
Tipo A



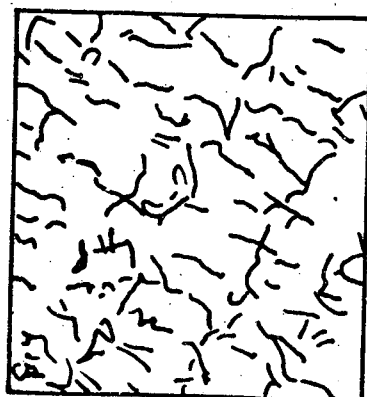
Tipo B



Tipo C



Tipo D



Tipo E

Fig.2.6. Tipos de grafitas (ASTM) | 2 |

Quanto ao tamanho das grafitas a classificação é feita por índices numéricos de 1 a 8, correspondendo o nº 1 às dimensões maiores (veios mais longos) e o nº 8 às dimensões menores.

Sendo a grafita um elemento que não apresenta resistência mecânica alguma e que intercepta o material metálico, o tamanho e disposição da mesma tem grande importância na resistência do ferro fundido cinzento, seja à tração ou à flexão, e é óbvio que, quanto menor for a grafita, maior será a resistência do material. Como a grafita tipo A apresenta veios relativamente pequenos, torna-se esse tipo o especificado para a maioria das aplicações. A grafita tipo B é menos desejável que o tipo A, devido a tendência ao alongamento dos veios e com disposição parcialmente orientada.

A grafita tipo C é formada por veios grandes, que diminui a resistência e ductilidade do material, mas por outro lado tendem a apresentar elevada resistência ao choque térmico e amortecimento de vibrações [2].

A grafita tipo D tende a aparecer quando a velocidade de resfriamento é elevada, mas não suficiente para a formação do ferro fundido branco. Os veios são pequenos, aos quais geralmente está associado uma matriz ferrítica, acarretando com isso uma baixa resistência mecânica, porém apresentando uma boa usinabilidade.

A grafita tipo E tem uma distribuição orientada e não favorece as propriedades mecânicas, mas por outro lado, como ela ocorre em ferros fundidos hipoeutéticos, estes apresentam grande quantidade de dendritas de austenita entrelaçadas. Devido a isto, os ferros fundidos com este tipo de grafita podem apresentar alta resistência à tração.

2.4.4 - Classificação dos ferros fundidos cinzentos

A ABNT designa o ferro fundido cinzento pelas letras FC, seguido de dois algarismos representativos do limite máximo de resistência à tração. A Tabela 2.1 (EB-126-ABNT), apresentada anteriormente, relaciona estes materiais. Destes materiais as classes FC-10 e FC-15 correspondem aos ferros fundidos cinzentos comuns, com excelente fundibilidade e melhor usinabilidade. A classe FC-15 é utilizada, entre outras aplicações, em bases de máquinas, carcaças metálicas e aplicações semelhantes.

As classes FC-20 e FC-25, são também de boas fundibilidade e usinabilidade, porém com maior resistência mecânica. São utilizados principalmente em elementos estruturais, tais como barramentos, cabeçotes e mesas de máquinas operatrizes.

As classes FC-30 e FC-35, apresentam maiores dureza e resistência mecânica e aplicam-se em engrenagens, pequenos virabrequins, bases pesadas de máquinas, colunas de máquinas, buchas e grandes blocos de motor.

A classe FC-40 é a classe de uso comercial que possui a maior resistência mecânica, apresentando, para essa finalidade, combinação dos elementos de liga, entre eles, níquel, cromo e molibdênio.

A ASTM agrupa os ferros fundidos cinzentos em sete tipos, conforme a composição química indicada na Tabela 2.3 a seguir

Os números de 20 a 60, das classes ASTM, correspondem aos limites de resistência a tração em lb/pol^2 .

Algumas das aplicações mais importantes desses ferros fundidos estão relacionados na Tabela 2.4.

Tab. 2.3. Classes de ferro fundido cinzento segundo a ASTM | 2 |

Classe ASTM	Composição Química, %				
	C	Si	Mn	P	S
20	3,10/3,80	2,20/2,60	0,50/0,80	0,20/0,80	0,08/0,13
25	3,00/3,50	1,90/2,40	0,50/0,80	0,15/0,50	0,08/0,13
30	2,90/3,40	1,70/2,30	0,45/0,80	0,15/0,30	0,08/0,12
40	2,80/3,30	1,60/2,20	0,45/0,70	0,10/0,30	0,06/0,12
50	2,55/3,10	1,40/2,10	0,50/0,80	0,07/0,20	0,06/0,12
60	2,50/3,00	1,20/2,20	0,50/1,00	0,05/0,20	0,05/0,12

Tab. 2.4. Aplicações dos ferros fundidos cinzentos, segundo as classes ASTM | 2 |

Classe	Espessura das peças	Aplicações
20	fina: até 13 mm média: de 13 a 25 mm grossa: acima de 25 mm	Utensílios domésticos, anéis de pistão, produtos sanitários, etc. Bases de máquinas; fundidos ornamentais; carcaças metálicas, tampas de poços de inspeção, etc. Certos tipos de tubos, conexões, bases de máquinas pesadas, etc.
25	fina: até 13 mm média: de 13 a 25 mm grossa: acima de 25 mm	Aplicações idênticas às da classe 20, quando se necessita de maior resistência mecânica.
30	fina: até 13 mm média: de 13 a 25 mm grossa: acima de 25 mm	Elementos construtivos: pequenos tambores de freio, placas de embreagem, carters, blocos de motor, cabeças, buchas, grades de filtro, rotores, carcaças de compressor, tubos, conexões, pistões hidráulicos, barramentos e componentes diversos usados em conjuntos elétricos, mecânicos e automotivos.
35	fina: até 13 mm média: de 13 a 25 mm grossa: acima de 25 mm	Aplicações idênticas às da classe 30.
40	fina: até 13 mm média: de 13 a 25 mm grossa: acima de 25 mm	Aplicações de maior responsabilidade, de maiores dureza e resistência à tração, para o que se pode usar inoculação ou elementos de liga em baixos teores: engrenagens, eixo de comando de válvulas, pequenos virabrequins, grandes blocos de motor, cabeçotes, buchas, bombas, compressores, rotores, válvulas, munnhes, cilindros e anéis de locomotivas, bigornas, pistões hidráulicos, etc.

Tab.2.4 Cont.

Classe	Espessura das peças	Aplicações
50	fina: até 13 mm média: de 13 a 25 mm grossa: acima de 25 mm	Aplicações idênticas às da classe 40.
60	fina: até 13 mm média: de 13 a 25 mm grossa: acima de 25 mm	É a classe de maior resistência mecânica, usando-se normalmente pequenos teores de Ni, Cr e Mo. Tambores de freio especiais, virabrequins, bielas, cabeçotes, corpos de máquinas diesel, peças de bombas de alta pressão, carcaças de britadores, matrizes para forjar a quente, cilindros hidráulicos, etc.

CAPÍTULO III

SOLDAGEM DOS FERROS FUNDIDOS

3.1 - Introdução

Os ferros fundidos, de maneira geral, são materiais vastamente utilizados devido as suas propriedades mecânicas, excelente fundibilidade e relativamente baixo custo. No entanto, esses materiais foram por longo tempo considerados como sendo impossíveis de serem soldados, notadamente em aplicações que exigiam altos níveis de propriedades e segurança.

Realmente a soldagem do ferro fundido não é tão simples como a do aço. Se para executá-la bem a experiência é importante, não é menos verdade que um pouco de reflexão e muitos cuidados são necessários para assegurar o seu êxito. Os problemas existem, mas quando a natureza do material é entendida e suas características estudadas, pode-se adotar procedimentos a fim de eliminar dificuldades.

A soldagem em ferros fundidos pode ser aplicada em três diferentes níveis: solda de manutenção, solda de produção e solda de construção. Indubitavelmente a maior utilização se refere a solda de manutenção, sendo empregada em peças que se romperam em serviço, necessitando serem recuperadas até a sua substituição. Em nível menor de utilização se destaca a solda de produção, que refere-se ao uso de um processo de soldagem na recuperação de defeitos de fundição, porosidades e trincas em locais em que, de acordo com o estabelecido previamente entre fornecedor e cliente, é possível a recuperação da peça. Finalmente, com o sur

gimento de novas técnicas de soldagem, adaptação de processos e novos materiais de aporte, aliados à facilidade de obtenção de peças complexas por meio de fundição quando comparado a processos de usinagem e forjamento, um grande número de componentes que eram produzidos em aço foram substituídos por peças de ferros fundidos soldadas às partes de aço, caracterizando desta maneira, a solda de construção.

Consegue-se assim, através da soldagem, aliar as vantagens de diferentes processos de fabricação: de um lado uma peça de geometria simples de aço, obtida por conformação mecânica, e de outro lado uma peça de geometria complexa, de ferro fundido, produzida por fundição.

3.2 - Dificuldades da Soldagem dos Ferros Fundidos

De uma maneira geral, a dificuldade na soldabilidade dos ferros fundidos se origina, basicamente, de dois fatores principais:

- o alto teor de carbono, contido principalmente nas grafitas [6, 7, 8, 9, 10]
- a baixa ductilidade [8, 11]

A difusão do carbono das grafitas durante a soldagem pode provocar, dependendo do ciclo térmico experimentado, os seguintes efeitos [6, 9, 10]:

- a formação de carbonetos na zona adjacente à zona fundida, devido ao aquecimento do material base dentro da região entre as temperaturas líquidas e sólidas, seguido por um rápido resfriamento incapaz de permitir a formação de grafita.

- a formação de martensita na zona afetada pelo calor, devido ao aquecimento do material base dentro da região de formação austenítica, seguido pelo rápido resfriamento característico da maioria dos processos de soldagem.
- a formação de martensita e/ou carbonetos no metal de solda, devido ao rápido resfriamento desta região (dependente da composição química local).

A tendência à formação destas estruturas está sempre presente quando o ferro fundido é soldado. Entretanto, a quantidade de martensita e carbonetos formados, dependerá da composição química e do ciclo térmico experimentado durante o processo de soldagem. É principalmente, através da manipulação destas duas variáveis que as pesquisas vêm se desenvolvendo no sentido de melhorar a soldabilidade destes materiais.

A ocorrência de carbonetos e martensitas na zona fundida e zona afetada pelo calor são extremamente prejudiciais para a soldabilidade da junta. Estas estruturas formam uma região dura e frágil que afetam a ductilidade e usinabilidade do material. Desta forma, a zona afetada pelo calor tem menos condições de absorver as tensões originadas durante a soldagem.

A difusão do carbono é sem dúvida a principal influência da grafita, porém, o seu comportamento durante a soldagem do ferro fundido ainda não é totalmente conhecido. Sob este aspecto, Ciszewski et al. [10] estudando a soldagem dos ferros fundidos, formulou uma teoria denominada "teoria da barreira de grafitas" na qual afirma que a acumulação de inclusões de grafita ao longo da linha de fusão como um resultado do efeito mecânico e elétrico do arco sobre a poça fundida, pode influir na qualidade da jun

ta soldada. No caso dos ferros fundidos cinzentos e nodulares, o autor observou a formação de uma barreira de grafita lamelar visível, separando a poça fundida do metal base ao longo de quase todo o comprimento da junção da solda conforme mostrado na figura 3.1.



Fig. 3.1. Diagrama esquemático da barreira de grafita em ferros fundidos nodulares e cinzento [10].

O mesmo autor afirma ainda que, uma escolha apropriada na composição do eletrodo que leva em consideração a reação entre a poça fundida e a barreira de grafita, pode eliminar ou diminuir os efeitos indesejáveis que reduzem a qualidade da solda. Esta permanência da barreira de grafitas depende da forma, número e tamanho das inclusões de grafitas no metal base e o tipo de reação entre a poça fundida e a grafita. Baseado neste princípio, a solda produzida por um eletrodo de cobre apresenta um menor grau de fusão com o metal base que um eletrodo de ferro-níquel, por exemplo. O cobre é um elemento não formador de carbonetos, ao contrário do níquel e ferro que apresentam um alto grau de reação com o carbono.

A baixa ductilidade dos ferros fundidos, em especial do ferro fundido cinzento, ou seja, a sua incapacidade para aliviar plasticamente as tensões geradas durante a soldagem, também limitam a soldabilidade destes materiais, uma vez que as tensões

não poderiam ser absorvidas pelo material fora da zona afetada pelo calor. Assim, os ferros fundidos podem trincar após a soldagem como resultado das tensões desenvolvidas pelo elevado gradiente térmico que ocorre durante uma operação de soldagem, que não podem ser minimizadas por outra forma de alívio. Esse problema pode, entretanto, ser reduzido por um aquecimento a uma temperatura na qual a deformação plástica pode ocorrer durante a soldagem, ou seja, soldar numa temperatura em que o limite de escoamento seja pequeno. Um tratamento de pós aquecimento é também, frequentemente, vantajoso para aliviar as tensões residuais e reverter a estrutura martensítica na zona afetada pelo calor além de facilitar a difusão do H_2 . Apenas para complementar, pode-se observar que os ferros fundidos nodulares e maleáveis possuindo uma matriz ferrítica conseguem absorver melhor as tensões desenvolvidas durante a soldagem, já que são mais dúteis que o ferro fundido cinzento, sendo sob este lado, mais adequados para utilizações em fabricações soldadas [7].

Pode-se ainda destacar que um outro problema para a soldabilidade dos ferros fundidos se refere a possibilidade de ocorrência de trincas de liquação e solidificação, devido a presença de determinados elementos químicos tais como o enxofre e o fósforo, devendo estes elementos, se manterem dentro de certos níveis. No tocante a trincas de solidificação no cordão, a utilização de um eletrodo revestido de Níquel-Ferro (ENiFe-CI) apresenta um nível de tolerância em relação ao fósforo superior aos eletrodos de Níquel (ENi-CI), conforme a afirmação da norma AWS [12].

3.3 - Técnicas para a Soldagem dos Ferros Fundidos

Para se opor aos efeitos desfavoráveis das partícu

laridades citadas, dois procedimentos de soldagem distintos normalmente são empregados para os ferros fundidos:

- a soldagem a quente
- a soldagem a frio

3.3.1 - Soldagem a quente

O método de soldagem a quente consiste em preaquecer a peça a uma alta temperatura, normalmente entre 400 a 600°C [13, 14], e mantê-la uniforme durante toda a operação de soldagem. Obtém-se, com este método melhores resultados, devendo-se empregá-lo sempre que houver possibilidade técnica, particularmente, porém, no caso de espessuras de paredes superiores a 10 mm. [13].

O preaquecimento permite a contração do material base juntamente com a zona soldada, reduzindo o desenvolvimento de tensões residuais que poderiam ocasionar a formação de trincas no metal próximo a área soldada. Este preaquecimento favorece ainda, a formação de constituintes mais favoráveis em virtude da diminuição da velocidade de resfriamento na zona crítica afetada pelo calor [7, 9, 15, 16, 17, 18, 19], trazendo em consequência a redução do valor de dureza. As Figuras 3.2 e 3.3 mostram resultados obtidos por Bouvard [17] ao soldar ferros fundidos cinzentos, onde se pode observar a queda da velocidade de resfriamento com o aumento da temperatura de preaquecimento e o aumento do valor de dureza na zona afetada pelo calor em função do crescimento da velocidade de resfriamento. Esta menor dureza representa maior ductilidade, ou seja, maior facilidade de deformação da zona afetada pelo calor.

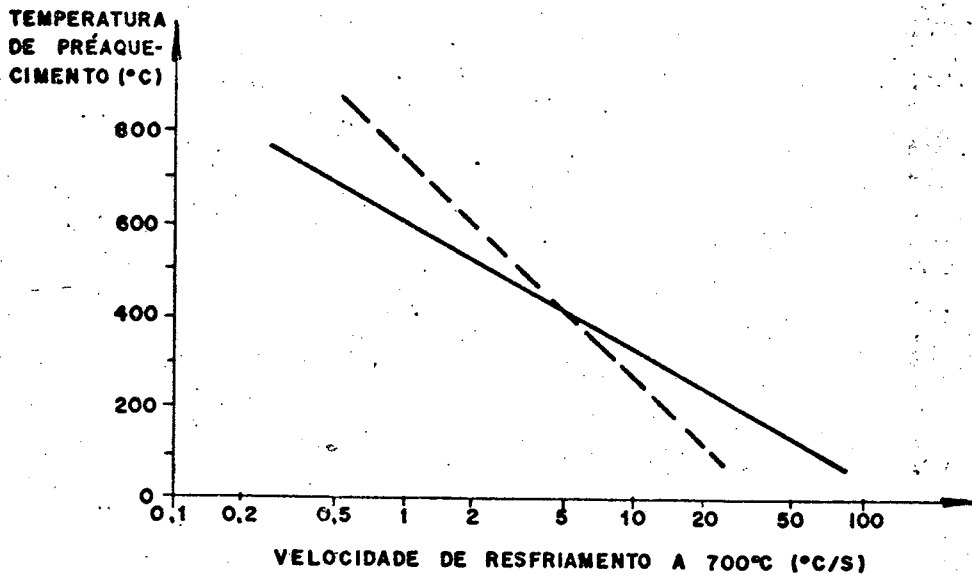


Fig. 3.2. Velocidade de resfriamento dos cordões de solda, em função do preaquecimento [17].

--- - placas de espessura - 12,7 mm - 13 KJ/cm
 ——— - placas de espessura - 20 mm - 27 KJ/cm

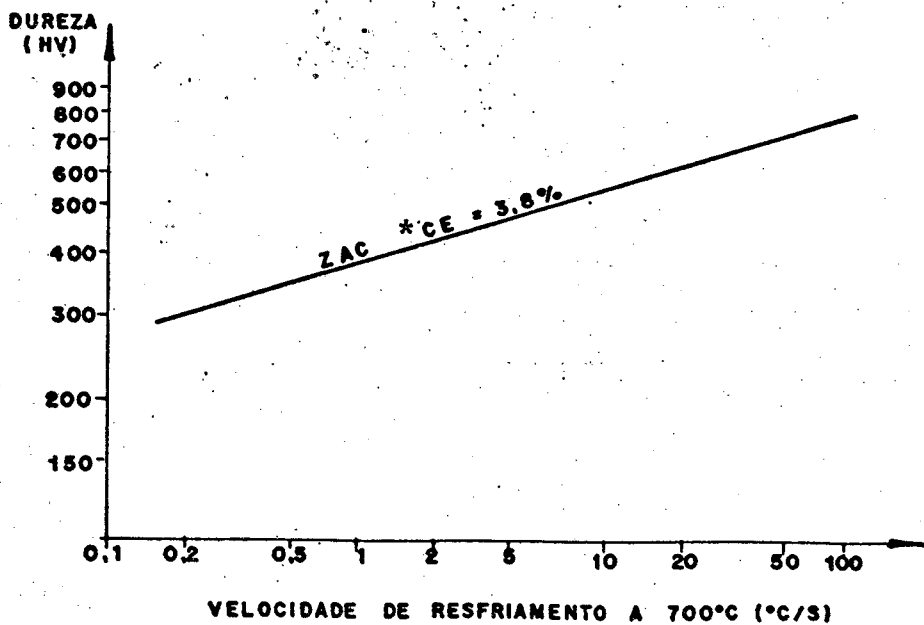


Fig. 3.3. Dureza dos cordões de solda em ferro fundido cinzento [17].

O método de soldagem a quente revela-se, de maneira geral, muito mais seguro que o método de soldagem a frio. Porém

$$* CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu+Ni}{15} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Si}{6}$$

esse processo apresenta uma certa limitação pela dificuldade de aquecimento uniforme do material a ser soldado, principalmente quando se trata de peças grandes ou com grandes variações de espessuras e/ou com formas complicadas, que poderiam conduzir a aquecimentos diferenciados do material, gerando tensões em virtude da diferença de dilatação, que provocariam, inevitavelmente, a formação de trincas. A Figura 3.4 mostra, como exemplo, um caso típico.

Por outro lado, em virtude da alta temperatura de preaquecimento exigida, este processo se torna bastante desconfortável para o soldador no momento de realização da solda. O aquecimento normalmente é feito dentro de fornos ou, em alguns casos, recobrando toda a peça com carvão numa fornalha. É importante lembrar que o resfriamento deve ser o mais lento e uniforme possível, podendo a redução desta velocidade de resfriamento ser feita com a ajuda de tijolos refratários e areia.

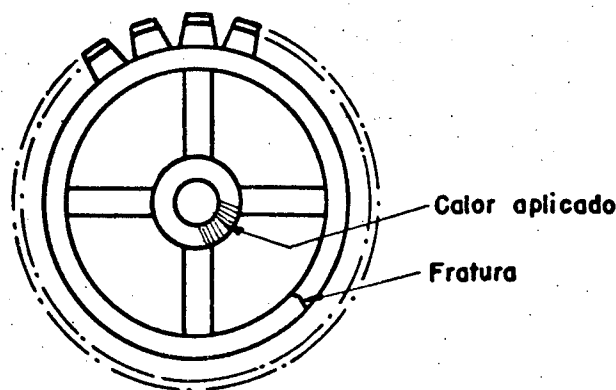


Fig. 3.4. Fratura provocada por um preaquecimento indireto em uma engrenagem [20].

O processo mais utilizado para a soldagem a quente é a solda oxiacetilênica. Como material de adição empregam-se, ge

ralmente, varetas fundidas do mesmo material a ser soldado, permitindo inclusive a obtenção de uma zona fundida de mesma coloração e homogeneidade e propriedades da peça reparada, requisito este importantíssimo, principalmente para a recuperação de peças para a indústria automobilística.

3.2.2 - Soldagem a frio

Este método é definido como sendo aquele em que a temperatura de interpasse é normalmente mantida entre 50 e 150°C. Após a realização de um passe deve-se esperar o cordão resfriar, para se poder então executar um outro passe. Outros autores consideram este método como aquele em que para evitar tensões residuais e/ou trincas, se utiliza como insumo um material de grande ductilidade que se deforma facilmente, absorvendo as tensões e não necessitando, pois, de um preaquecimento. Entre os materiais de adição comumente utilizados, aqueles que apresentam os melhores resultados são os materiais a base de níquel, que tem a necessária resistência e ductilidade. Como estes eletrodos se fundem a uma temperatura menor que os eletrodos de alma de aço, o aquecimento da zona de transição é muito menor, consequentemente gerando menores tensões térmicas. Por outro lado, a utilização de um material de adição a base de níquel, que é um elemento que rejeita o carbono do ferro fundido (elemento grafitizante), permite a manutenção da grafita quando a peça é resfriada rapidamente [3, 16], favorecendo as propriedades da zona de transição.

A técnica da soldagem a frio permite diminuir substancialmente os efeitos desfavoráveis da baixa ductilidade dos ferros fundidos por permitir acomodar as tensões no cordão de solda reduzindo vantajosamente o tamanho da zona afetada pelo calor [8]

Uma vantagem deste método é o aquecimento localizado somente na região da solda. Por outro lado, devido ao esfriamento mais rápido verificado, as zonas de transição e zona afetada pelo calor das soldas são mais duras e de usinagem mais difícil que no método de soldagem a quente. É difícil se obter uniões estanques, uma vez na zona de transição se formam quase sempre pequenas fissuras capilares, mesmo quando se obtém uma boa união [13].

Nos casos em que se solda sobre a peça fria, convém evitar a possível centralização de calor em determinados pontos da mesma. Por isso, deve-se trabalhar com eletrodos de diâmetros pequenos e com baixa intensidade de corrente para minimizar a energia de soldagem. Deve-se depositar cordões cujos comprimentos não excedam a 7 cm e sempre martelá-los após o depósito para aliviar as tensões [3].

3.3.3 - Técnicas auxiliares

Paralelamente e independentemente do método de soldagem utilizado e descrito anteriormente, algumas técnicas auxiliares podem ser utilizadas no sentido de implementar a soldabilidade destes materiais, através do manuseio de algumas variáveis. Foi mostrado as dificuldades de soldabilidade dos ferros fundidos devido a formação de carbonetos e martensita nas zonas parcialmente fundidas e afetadas pelo calor, em virtude da rápida velocida-de de resfriamento após a soldagem. Assim, os esforços empreendi

dos no sentido de prevenir, ou então minimizar, a formação das microestruturas tem sido dirigido no sentido de controlar os ciclos térmicos de soldagem. Sob este aspecto, a teoria nos mostra que uma alta energia real imposta (heat input) e um preaquecimento do material base antes da soldagem são efetivos meios utilizados para diminuir a velocidade de resfriamento do material soldado. Entre outros, Rilley e Dodd [21] através da utilização de uma alta energia de soldagem e cordões longos, conseguiram evitar a formação de martensita e carbonetos em ferros fundidos modulares. Kotecki et al [9] sugerem a utilização de um preaquecimento, próximo ou acima da temperatura inicial de formação da martensita (M_s) do material base, para evitar a formação desta microestrutura durante a soldagem. Por outro lado, a espessura do material a ser soldado também influi na velocidade de resfriamento. Peças espessas quando sujeitas a um ciclo térmico de soldagem, apresentam uma maior velocidade de resfriamento que peças finas. Através da manipulação das variáveis espessura do material, energia de soldagem e temperatura de preaquecimento se pode conseguir uma redução da velocidade de resfriamento da solda, como se pode observar na figura 3.5 através de resultados obtidos por Bouvard [17], em soldagem de ferros fundidos cinzentos, contidos na Tabela 3.1.

Além disso, se por um lado uma diminuição da velocidade de resfriamento pela realização do preaquecimento é benéfica em relação a presença de martensita, por outro lado facilita a formação de carbonetos [9], com seus problemas intrínsecos já descritos.

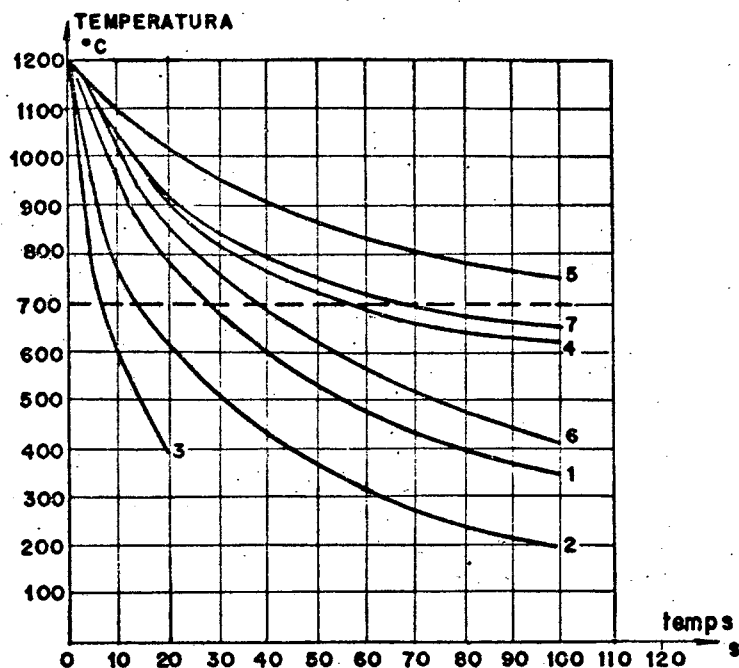


Fig. 3.5. Curvas de resfriamento dos cordões de solda em ferros fundidos cinzentos [17]

Tab. 3.1 - Resfriamento dos cordões de solda em ferros fundidos cinzentos [17]

Nº Curva	Espessu- ra	Energia KJ/cm KJ cm	Preaqueci- mento °C	Vel. média de resf. °C/s 1200-1000°C	Vel. média Resfr. °C/s 700°C
1	30	78	—	25	10
2	30	29	—	60	25
3	30	14	—	120	35
4	30	78	300	15	
5	30	78	500	<15	
6	30	113	—	18	
7	15	78	—	15	3

Uma outra técnica auxiliar consiste, em se tratando de grandes seções para cuja soldagem é necessário empregar grande número de eletrodos especiais, limitar a utilização de eletrodos de níquel, por razões de ordem econômica. Nesses casos, deve-se revestir as faces do chanfro com estes eletrodos, preenchendo o restante da junta com eletrodos de aço com revestimento básico [3, 22], técnica esta conhecida como amanteigamento (buttering), conforme mostrado na Figura 3.6. Esta camada de Níquel depositada, em certo ponto, atua como uma almofada, permitindo absorver as contrações originadas quando os passes subsequentes são realizados sob a camada original.

É oportuno destacar que existem referências que apontam a técnica do amanteigamento de forma oposta à mencionada anteriormente, ou seja, as faces dos chanfros são revestidos por eletrodos de aço com revestimento básico (por exemplo: E 7018), sendo o restante preenchido com eletrodos de Níquel [23]. Um dos motivos desta variação da técnica é o fato que certos tipos de ferros fundidos não aceitam o depósito do Níquel diretamente sobre si, precisando desta forma de um amanteigamento com outro material.

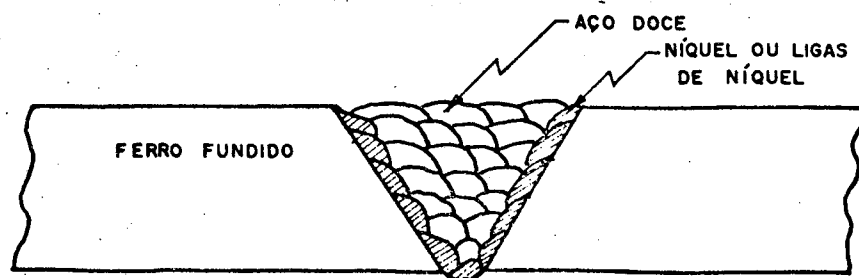


Fig. 3.6. Amanteigamento em ferros fundidos.

Outra técnica que pode ser empregada para se efetuar uma solda em V em ferro fundido, quando se usam eletrodos ferro

sos comuns apenas, é inserir um arame de aço doce na raiz da junta, conforme Figura 3.7 [3]. Substitui-se, desta forma, parte da junta por um material de maior ductilidade, possibilitando com isso a absorção das tensões, principalmente na raiz, região mais crítica. Esta técnica é de baixo custo mas de eficiência relativa.

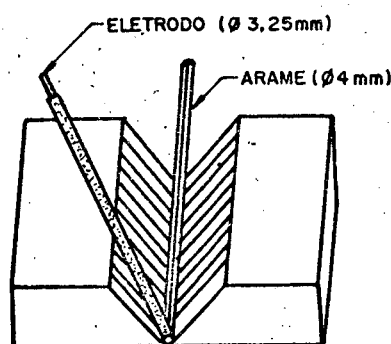


Fig. 3.7. Inserção de um arame de aço doce na raiz da junta

Uma variante mais eficiente da técnica de enxerto é a soldagem "aparafusada", aplicada no caso onde a técnica de soldagem a quente ou um préaquecimento é inviável, como por exemplo base de grandes máquinas. A Figura 3.8 ilustra este método [3; 22,24]. Faz-se uma carreira de furos ou, conforme a espessura da peça, duas ou três de cada lado do chanfro, perpendiculares a sua superfície, tomando-se o cuidado para que os furos não fiquem de frente uns aos outros, mas sim dispostos em "zigue zague" e providos de uma rosca. Introduzem-se então parafusos curtos (prisioneiros), sem cabeça, executando-se em seguida a soldagem normalmente. Da mesma forma do caso anterior, o material do parafuso (enxerto) absorverá as deformações.

Outros procedimentos podem ser utilizados para reduzir a formação de uma zona frágil na solda. Uma solução seria realizar um tratamento térmico de recozimento na junta após a sol

dagem, técnica esta conhecida como pós-aquecimento. Entretanto, este método apresenta certas limitações, já que o mesmo exige altas temperaturas mantidas por longos períodos de tempo, os quais frequentemente podem provocar distorções na junta soldada [9,19]. Além disso, nem sempre é possível fazer um tratamento térmico após a soldagem e o mesmo pode não produzir os resultados desejados.

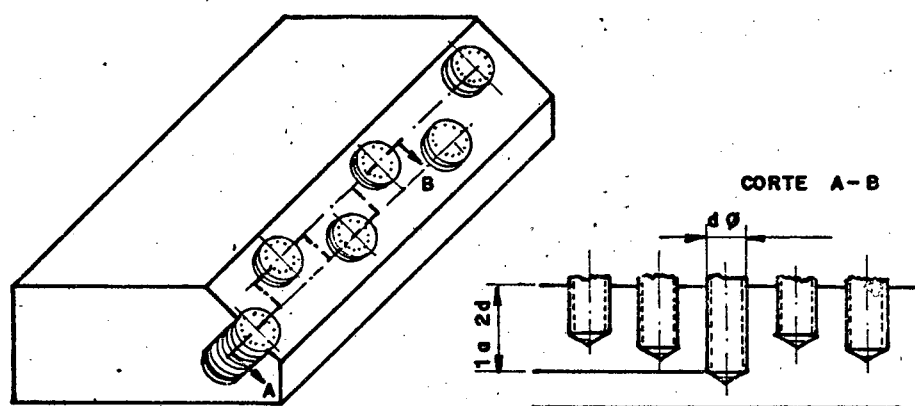


Fig. 3.8. Soldagem aparafusada [24]

É importante após a execução de um cordão, martelá-lo imediatamente. A técnica do amartelamento tem na soldagem dos ferros fundidos obtido bons resultados. Como a solda fica sob tensões de tração, ao martelar o cordão introduzindo tensões de compressão, pode-se conseguir um certo alívio destas tensões. Este martelamento deve ser feito com o cordão na maior temperatura possível.

Finalmente, nunca deve-se esquecer, que o balanceamento das tensões conseguidas por alternância dos cordões é sempre benéfico, como ilustra a Figura 3.9. Também como foi mencionado para soldagem a frio, cordões de pequeno tamanho são desejados. É fundamental a limpeza cuidadosa da superfície do material base a ser soldada, garantindo que esta esteja isenta de traços de

óleo ou graxas que podem tornar a solda porosa. É necessário, ainda, garantir que o ferro fundido esteja livre de umidade.

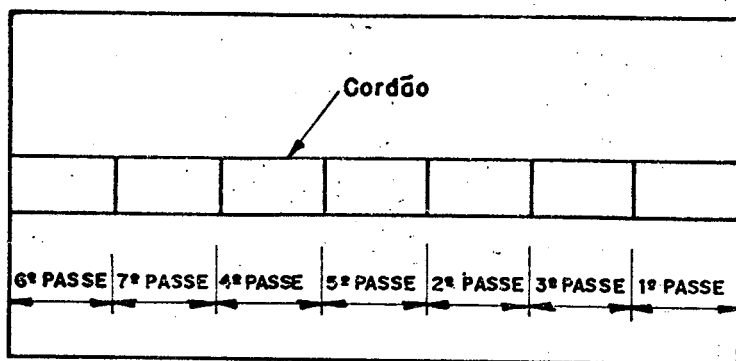


Fig. 3.9. Distribuição dos passes de soldagem.

3.4 - Processos de Soldagem e Insumos Utilizados

A soldabilidade dos ferros fundidos é nitidamente inferior comparativamente aos aços, devido as próprias características inerentes a estes materiais. Entretanto, a soldagem desde que executada dentro de procedimentos apropriados normalmente apresentam resultados positivos. Para isto, além da experiência é importante o conhecimento das características do material para se poder assim escolher adequadamente o material de aporte, bem como o processo de soldagem apropriado.

A escolha de um processo de soldagem adequado dependerá principalmente dos seguintes fatores:

- tamanho, forma e condições de serviço da peça a ser soldada;
- local de operação;
- equipamento disponível;
- utilização de soldadores qualificados;
- se sofrerá usinagem posterior à soldagem;
- resistência necessária da junta soldada.

De uma maneira geral, o processo de soldagem mais utilizado é o processo de soldagem manual a arco elétrico, devido principalmente a facilidade de operação e versatilidade. A seguir, um outro processo bastante utilizado é o processo oxiacetilênico, sendo, entretanto, seu uso limitado principalmente devido ao desconforto para o soldador durante a operação de soldagem. Os processos automáticos e semi-automáticos são também utilizados para a soldagem dos ferros fundidos, porém em menores proporções que os dois processos anteriores. Dentre os processos semi-automáticos pode-se destacar a soldagem com proteção gasosa (MIG-MAG). Por outro lado, o processo de soldagem a arco submerso é um processo automático pouco utilizado.

A seguir far-se-á uma descrição dos fatores envolvendo os principais processos de soldagem dos ferros fundidos e os insumos utilizados para cada processo.

3.4.1 - Soldagem a arco elétrico com eletrodos revestidos

É, indubitavelmente, este processo o mais largamente utilizado em soldagens de manutenção, de recuperação ou de serviço dos ferros fundidos. Devido a grande facilidade de operação e versatilidade este processo pode-se adaptar perfeitamente às condições exigidas para a soldabilidade destes materiais.

Os ferros fundidos podem ser soldados a arco elétrico utilizando eletrodos revestidos com alma de níquel, ligas de níquel, aço doce ou ligas de cobre. Além desses eletrodos, pode-se utilizar ainda eletrodos revestidos de ferro fundido para aplicações especiais. A Tabela 3.2 mostra uma relação dos materiais de enchimento comumente utilizados para a reparação dos ferros fundidos, de acordo com a AWS [25].

Tab. 3.2. Materiais de adição para soldagem ou brasagem dos ferros fundidos | 25 |

Material de adição	Forma	Processo de Soldagem*	Norma AWS	Classificação AWS
Ferro fundido cinzento	<u>Ferro Fundido</u>	OAW	A5.15	RCI
Ligas de ferro fundido cinzento	Varetas	OAW	A5.15	RCI-A
Ferro fundido dútil	Varetas	OAW	A5.15	RCI-B
	<u>AÇOS</u>			
Aço carbono	Eletrodo revestido	SMAW	A5.15	Est
Aço carbono	Eletrodo revestido	SMAW	A5.1	E7018
Aço Carbono	Arame	GMAW	A5.18	E705-2
	<u>Ligas de Níquel</u>			
93% Ni	Arame	GMAW	A5.14	ERNi-1 ENi-CI
95% Ni	Eletrodo revestido	SMAW	A5.15	ENi-CI-A
93Ni-45 Fe	Eletrodo revestido	SMAW	A5.15	ENi Fe-CI ENi Fe-CI-A
53Ni - 45 Fe	Eletrodo tubular	FCAW	-	ENiCu-A ENiCu-B
55Ni - 40Cu-4Fe	Eletrodo revestido	SMAW	A5.15	
65Ni - 30Cu-4Fe	Eletrodo revestido	SMAW	A5.15	

* OAW - Soldagem oxiacetilênica GMAW - Soldagem com proteção gasosa (MIG/MAG)
SMAW - Soldagem com eletrodo revestido FCAW - Eletrodo tubular.

3.4.1.1 - Eletrodos de ligas de níquel

A soldagem manual dos ferros fundidos sofreu grande impulso a partir de 1941, com a introdução no mercado de eletrodos com alma ligada de Níquel. Estes eletrodos, AWS classes ENi-CI e ENiFe-CI, depositam Níquel ou Níquel-Ferro com um alto teor de carbono (aproximadamente 1%) adicionado ao revestimento sob a forma de fluxo. Devido a boa ductilidade do Níquel, os depósitos de solda podem absorver, em parte, as contrações originadas durante o processo de soldagem, evitando assim que as mesmas sejam transmitidas ao material base. Por sua vez, a baixa solubilidade do carbono no Níquel resulta na precipitação de grafita durante o resfriamento do metal de solda. O aumento de volume resultante mantém as tensões de contração em um baixo nível, evitando a formação de trincas na zona afetada pelo calor [26]. O princípio de rejeição da grafita é a maior razão para o sucesso dos eletrodos revestido de ligas de Níquel para soldagem manual dos ferros fundidos. O material depositado se torna assim muito pouco sensível à presença do carbono no metal base. Por outro lado, o Níquel, possuindo um baixo ponto de fusão, faz com que o aquecimento do ferro fundido seja em grau muito menor, podendo então ser utilizadas menores intensidades de correntes (heat input menor). Durante o processo de soldagem de um ferro fundido, a energia imposta real é suficiente para dissolver as grafitas nas regiões próximas a zona fundida. Como o Níquel apresenta uma alta fluidez, este elemento pode penetrar nos vazios originados por estas grafitas dissolvidas, evitando com isto a ocorrência de poros [22].

O Níquel pode ser introduzido em um eletrodo através

do revestimento ou de sua alma. Quando o Níquel é introduzido totalmente pelo revestimento, estes eletrodos são conhecidos como sintéticos. Estes eletrodos apresentam, segundo os fabricantes, uma série de vantagens comparativamente aos eletrodos com alma ligada, tais como: menor custo; maior rendimento; melhor acabamento do cordão; menores perdas por salpicos e menores quantidades de pontas. Mas a despeito destas vantagens, estes eletrodos podem ser soldados somente nas posições plana e horizontal, com perdas das características do depósito por ausência de formação de escórias. No caso dos eletrodos com alma ligada de Níquel tem-se aqueles denominados eletrodos convencionais e classificados basicamente nos seguintes tipos:

- eletrodo com alma de Níquel puro (AWS classe ENI-CI).
- eletrodo com alma de Níquel-Ferro (AWS classe ENiFe-CI)
- eletrodo com alma de Níquel-Cobre-Ferro (AWS classes ENiCu-A e ENiCu-B).

Descreve-se a seguir as principais características destes eletrodos.

a) Eletrodo com Alma de Níquel Puro:

Este eletrodo apresenta uma carga de ruptura entre 30-35 kg/mm², sendo, portanto, o depósito perfeitamente usinável. É aplicado, sobretudo, à soldagem de peças de pequena e média espessuras, submetidas a baixas solicitações mecânicas. As soldas com estes eletrodos são susceptíveis a trincar quando o fósforo está presente no ferro fundido em grandes quantidades. A utilização deste eletrodo é limitada, devido ao custo maior que o mesmo apresenta relativamente aos outros tipos [8].

b) Eletrodo com Alma de Ferro-Níquel:

É o tipo de eletrodo mais universal dentre os desta categoria, devido a excelente resistência (45 a 50 Kg/mm^2) e ductilidade do material de solda, além de apresentar um custo inferior comparativamente ao eletrodo de Níquel "puro". A solda com o eletrodo ENiFe-CI apresenta uma maior tolerância em relação ao fósforo e uma melhor resistência a fissuração e sua carga de ruptura relativamente elevada, destinam-no, principalmente à soldagem de grandes espessuras [8] e peças sujeitas a alta restrição [25]. O depósito apresenta uma boa usinabilidade, principalmente em soldas multipasses, porém inferior ao tipo precedente.

c) Eletrodo com Alma de Níquel-Cobre-Ferro:

Estes eletrodos são utilizados para a soldagem do ferro fundido de uma maneira similar às utilizadas para os eletrodos de Níquel (ENi-CI) e Níquel-Ferro (ENiFe-CI). A rejeição do carbono como grafita no metal de solda é também similar. Entretanto, a soldagem com o eletrodo de Níquel-Cobre-Ferro é mais susceptível à trincas pela diluição no ferro fundido, sendo necessário sua limitação através da utilização de técnicas adequadas, [25]. A cor do metal depositado por este eletrodo aparenta-se um pouco mais com o metal de base que à dos tipos precedentes.

Além dos eletrodos convencionais descritos, recentemente, Kelly et al [27] descrevem um novo eletrodo de alma ligada de Ni-Fe-Mn, apresentando resultados bastantes satisfatórios. Segundo os autores, o sistema Ni-Fe-Mn 44C (padronizado como ENi-Rod Welding Electrode 44) apresentam uma temperatura líquido-sólido menor que o sistema Fe-Ni. Assim, a utilização destes

eletrodos conduzem a uma diminuição das tensões concentradas que poderiam provocar trincas no material soldado.

3.4.1.2 - Outros eletrodos

a) Eletrodos de aço doce (ESt)

Os eletrodos com alma de aço são destinados às peças não submetidas às solicitações de impacto, e para as quais uma estanqueidade perfeita não seja necessária.

Quando utilizados diretamente sobre o ferro fundido estes eletrodos originam uma zona de ligação muito dura provoca da pela carbonetação do metal depositado, dificultando bastante a usinabilidade. Como a contração do aço é maior que a do ferro fundido, altas tensões se desenvolvem no depósito de solda durante o resfriamento, que podem provocar a formação de pequenas trincas na zona afetada pelo calor do ferro fundido.

Um preaquecimento é utilizado somente quando é necessário evitar excessivas tensões em outras partes da fundição. Os eletrodos com alma de aço (ESt) geralmente são usados em baixas amperagens para minimizar o efeito da diluição junto a zona fundida e conseqüentemente trinca da solda e metal de base [AWS 5.15] |12|. Deve-se ainda utilizar um procedimento de soldagem tal que minimize a velocidade de resfriamento, reduzindo ao máximo a dureza.

b) Eletrodos de Ferro Fundido Cinzento (RCI)

As peças reparadas com estes eletrodos permanecem homogêneas. Esta homogeneidade é observada tanto no aspecto e análise, como também, nas propriedades mecânicas da junta soldada.

A soldagem a arco elétrico com varetas de ferro fundido cinzento tem uso limitado para a soldagem de manutenção de fundições de ferro fundido cinzento. Este processo é mais rápido que a soldagem oxiacetilênica.

Um preaquecimento é necessário para prever a formação de trincas e onde se exige depósitos usináveis. A velocidade de resfriamento até a temperatura ambiente deve ser controlada para evitar a formação de martensita na zona soldada.

c) Eletrodos de Ligas de Cobre

Existem dois tipos de eletrodos a base de cobre [12, 25]:

- cobre-estanho (ECuSn)
- cobre-alumínio (ECuAl-A2)

A soldagem a arco elétrico com estes dois eletrodos pode ser considerada uma forma de brasagem, já que o metal de enchimento funde a uma temperatura muito menor que o ferro. A quantidade de calor requerida para a fusão destes eletrodos é menor que aquela necessária para a fusão dos outros eletrodos. A aplicação calorífica será, portanto, menor e a zona afetada pelo calor será reduzida. Os depósitos com estes eletrodos não endurecem pela presença do carbono, podendo absorver as tensões de contração originadas e reduzindo assim a probabilidade de ocorrência de trincas.

Os eletrodos com alma de cobre-alumínio apresentam geralmente uma carga de ruptura e ductilidade superior aos eletrodos de cobre-estanho.

3.4.2 - Processo MIG-MAG (GMAW)

O processo MAG com transferência por curto circuito é adequado para a soldagem dos ferros fundidos. Devido ao calor imposto (heat input) ser relativamente baixo para este processo, há a formação de uma camada fina muito dura junto a zona fundida. Como resultado, a resistência e ductilidade da junta soldada é próxima à do metal base.

As principais vantagens do processo de soldagem com proteção gasosa em relação ao processo com eletrodo revestido são as seguintes [25]:

- a quantidade de hidrogênio presente nas vizinhanças do arco é muito menor, e assim as soldas feitas por este processo são menos susceptíveis à trincas a frio.
- a utilização de altas velocidades de soldagem (característica deste processo) reduz a distorção na solda;
- a diluição do metal é pequena e assim menos carbono precipitado pode ser esperado;
- o equipamento é facilmente adaptado para a soldagem de pequenas peças.

No processo de soldagem com proteção gasosa, o gás exerce uma função primordial, afetando a estabilidade do arco, a penetração e a energia imposta através da diferença no tipo de transferência. A energia imposta por sua vez afeta tanto a micro-estrutura da ZAC, bem como as propriedades mecânicas da solda. Os gases comumente utilizados para este processo são o argônio (Ar), dióxido de carbono (CO_2) e o oxigênio (O_2), os quais podem ser aproveitados isoladamente ou através de combinações, con

forme o objetivo desejado.

O arame usualmente recomendado para este processo é uma liga de Níquel-Ferro, tendo a mesma composição que os eletrodos revestidos ENiFe-CI usado para a soldagem a arco elétrico. Entretanto outros arames podem ser utilizados, tais como os eletrodos de alma ligada de Ni-Fe-Mn (padronizado como ENi-Rod Welding Eletrode 44) recentemente desenvolvidos e descritos por Kelly et ali [27], os quais apresentam resultados bastante satisfatórios. Em experiência realizadas pelo mesmo autor em soldagens de ferros fundidos nodulares, ao se utilizar este arame constatou-se aumento da energia imposta e consequentemente da penetração quando se utilizava teores crescentes de CO₂ puro; 75% Ar/25% CO₂; 98% Ar/2% O₂ e Ar puro consequentemente. Ainda podem ser usados embora com certas restrições arames com baixo teor de carbono.

3.4.3 - Soldagem com arame tubular (Flux cored arc welding)

O processo de soldagem com arame tubular pode ser usado para os ferros fundidos. Este processo consiste na utilização de um arame-eletrodo de alimentação contínua, em cujo núcleo é investido uma massa sólida com funções similares às dos fluxos utilizados no processo a arco submerso ou revestimentos dos eletrodos para soldagem manual.

Existem duas versões básicas para este processo; a primeira denominada "auto-protegido", no qual o próprio núcleo (recheio) produz a proteção da peça, e a segunda denominada "com proteção gasosa", na qual um fluxo adicional de gás garante a proteção da solda, enquanto o recheio é responsável por outras funções metalúrgicas. Como gases de proteção, geralmente se utilizam CO_2 , argônio ou nitrogênio.

O CO_2 utilizado isoladamente fornece os melhores resultados, possibilitando ao processo obter alta produção. A mistura de CO_2 e argônio também produzem bons resultados. O argônio, entretanto, quando utilizado isoladamente não apresenta nenhuma vantagem aparente, e adicionado em teores superiores a 30% piora a destacabilidade da escória. Resultado idêntico foi obtido para o nitrogênio, conforme nos relata Bishel [18].

Os fluxos investidos no centro do arame tem as mesmas funções dos revestimentos, destacando-se as ações de proteção, estabilização e funções metalúrgicas. Contém estes fluxos, fortes elementos desoxidantes, tais como, alumínio, silício, magnésio, titânio e cálcio para reduzir a ocorrência de porosidades na solda. O núcleo do arame também pode ser operado com fluxo utilizado para o processo a arco submerso, apresentando excelentes resultados e inclusive com uma diminuição substancial dos gases formados pelo arco.

O processo de soldagem por arame tubular é normalmente utilizado na forma semi-automática e se assemelha muito ao processo MIG/MAG. A necessidade da utilização de um processo de soldagem automática para os ferros fundidos tem existido já há muitos anos, e tal desenvolvimento poderia resultar em uma diminuição substancial dos custos de estruturas recuperadas por este pro

cesso, o qual permite associar uma grande produtividade com uma maior velocidade de soldagem.

Os eletrodos normalmente utilizados por este processo apresentam diâmetros geralmente entre 2,5 e 3 mm, suportando altas intensidades de corrente (na faixa de 700 A), e produzem soldas com composição e microestrutura similares às depositadas por eletrodos revestidos ENiFe-CI.

3.4.4 - Soldagem oxiacetilênica

O processo de soldagem oxiacetilênica exige um preaquecimento antes e durante a execução da soldagem, o que pode provocar distorções e mudanças dimensionais importantes. Por outro lado, a menor velocidade de resfriamento resultante, diminui a tendência à fragilidade da ZAC.

Para a soldagem do ferro fundido cinzento se utilizam varetas do próprio material, classificados como AWS tipos RCI, RCI-A ou RCI-B [12, 25]. As varetas RCI-A contêm pequenas quantidades de molibdênio e níquel, e o metal depositado apresenta uma maior resistência que as varetas RCI. As varetas do tipo RCI-B [12] são projetadas para as soldagens dos ferros fundidos nodulares, podendo também serem utilizadas para o ferro fundido cinzento. Essas varetas contêm pequena quantidade de Cério, que tende a aglomerar a grafita no metal de solda durante a solidificação, produzindo cordões de solda dúteis.

Como procedimento de soldagem é necessário manter uma temperatura de preaquecimento entre 600 a 700°C para compensar a baixa concentração de calor do processo, sendo por isto geralmente denominado como sendo um processo de soldagem "a quente". Este preaquecimento necessário faz com que este processo se torne bastante desconfortante para o soldador.

Quando se trata de peças pequenas e não rígidas pode-se limitar a um pequeno preaquecimento, sobretudo porque se pode contar com o aquecimento devido a própria chama. A chama utilizada deve ser neutra ou ligeiramente redutora para proteger o metal base e o de adição contra a oxidação. Durante a soldagem oxiacetilênica, a utilização de um fluxo é necessário para melhorar a fluidez das escórias de silicato de ferro que se forma no metal fundido. Essa escória é difícil de remover quando um fluxo não é utilizado. Por outro lado, a utilização de uma excessiva quantidade de fluxo pode resultar em inclusões de escória.

A soldagem oxiacetilênica é um processo que apresenta pequena concentração de calor. A baixa temperatura da chama, comparado com o arco elétrico, conduz a tempos de fusão mais longos e ZAC mais largas [28], equivalente a um processo de maior aporte de calor.

As peças reparadas por este processo permanecem homogêneas. Essa homogeneidade é observada tanto no aspecto e análise, como também, nas propriedades mecânicas da junta soldada.

3.4.5 - Soldagem por resistência elétrica

3.4.5.1 - Fundamentos

O processo de soldagem por resistência elétrica é um método de soldagem autógena por pressão e sem adição de metal, onde o calor necessário à soldagem é fornecido pela resistência elétrica à passagem de corrente através da superfície, as quais estão em contato na zona de solda. Este processo exige correntes de intensidade extremamente alta, usualmente da ordem de milhares de ampêres, mas que pode atingir valores superiores a 100.000 A.

quando se deseja soldas de peças volumosas. O valor da intensidade de corrente varia de acordo com o tipo de metal a ser soldado, o tempo de soldagem e a pressão usada. A voltagem é muito baixa, variando frequentemente entre 1 a 30 volts|29|.

A soldagem por resistência ocorre quando as partes a serem soldadas são colocadas face-a-face e comprimidas a alta pressão entre os eletrodos. As peças coalescem na superfície de contato porque maior resistência elétrica e calor concentram-se naquele local.

Uma corrente elétrica de intensidade I , quando atravessa um condutor de resistência ôhmica R , num intervalo de tempo dt , libera uma quantidade de calor que pode ser expressa, de acordo com a lei de Joule, por |30|:

$$Q = \frac{1}{F} \int_0^t RI^2 dt \quad 3.1$$

onde F , sendo o equivalente mecânico da caloria, é constante e pode ser expresso por

$$F = 4,185 \text{ Joules}$$

Nesta expressão temos:

Q = Quantidade de calor em calorias

R = Soma das resistências em ohms

I = Intensidade de corrente em ampères

t = Tempo de passagem de corrente em segundos

Consideremos o seguinte esquema mostrado na Figura

3.10:

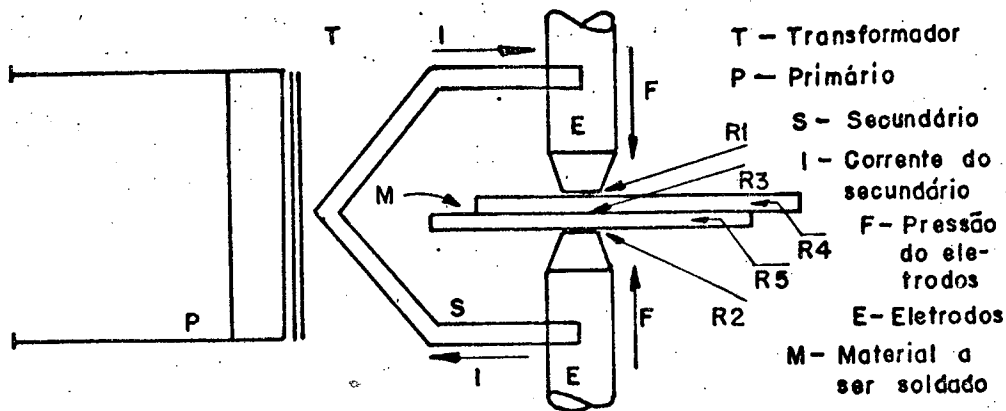


Fig. 3.10. Distribuição das resistências [31].

A resistência ôhmica do circuito pode ser considerada como a soma das resistências $R_1 + R_2 + R_3 + R_4 + R_5$, uma vez que as resistências em outros pontos são desprezíveis, tendo em conta que os materiais e dimensões dos diversos componentes os tornam de altíssima condutividade.

Aqui são necessárias algumas considerações:

R_1 e R_2 = Resistências de contato entre a ponta do eletrodo e a peça, que dependem do estado da superfície das peças a serem soldadas e do esforço produzido pelos eletrodos. Embora por vezes esse esforço seja elevado, deve-se conduzir o processo de maneira que se tenha um valor mínimo.

R_4 e R_5 = Resistência dos materiais que dependem da sua resistividade e, da natureza dos mesmos, e também sofrem variações durante o processo, uma vez que se alteram com a temperatura e esta com o tempo de operação.

R_3 = Resistência de contato entre as peças a serem soldadas, que é uma função do estado das superfícies, do material e do esforço que os eletrodos exercem sobre as peças. O valor dessa resistência se altera durante o processo devido ao aquecimento.

O calor necessário para a solda produz-se ajustando com precisão a corrente, a pressão entre eletrodos, o tempo de solda e também todas as resistências de contato.

Fora da zona a ser soldada, a temperatura deverá ser baixa para conservar os eletrodos. Isto é feito dispersando a maior quantidade de calor possível, e gerando a menor quantidade de calor onde mesmo não é possível. Os eletrodos são normalmente resfriados a água para dispersar o calor, sendo feitos de cobre para conduzir eficientemente a eletricidade e o calor, porém são ligados e capeados com outros elementos para aumentar a resistência ao desgaste e a vida útil.

Com o tempo de solda curto e uma intensidade de corrente suficiente, pode-se alcançar rapidamente a temperatura de fusão na zona de contato entre chapas. A resistência de contato diminui com o aumento da pressão. Encerrado o ponto de solda o material soldado pode resfriar-se livremente, cessando o esforço de compressão um tempo após o corte da corrente. Este resfriamento por sua vez não é linear como se poderia pensar, e o eletrodo funciona como o maior dissipador do calor, devido principalmente à sua refrigeração interna. Este ciclo de aquecimento - resfriamento à que está sujeito a peça, provoca variações metalúrgicas importantes na região soldada. As soldas por resistência podem ser de topo (perfis) ou por sobre posição (chapas).

Os ferros fundidos, especialmente o ferro fundido cinzento, é considerado um material de difícil soldabilidade, porém o processo de soldagem por resistência elétrica pode ser perfeitamente aplicado a estes materiais. O primeiro teste utilizando este processo para ferros fundidos, ocorreu na Rússia em 1936 e foi ampliado nos anos seguintes especialmente no Instituto Paton

de Kiev, o qual, em 1958, anunciou os primeiros resultados positivos alcançados com este sistema, apresentando consideráveis vantagens relativas a outros processos de soldagem. Essas vantagens são |29|:

- o aquecimento é uniforme e simultâneo em toda a seção a ser soldada;
- a soldagem é muito rápida, fazendo com que a influência da temperatura no metal base seja muito limitada e o risco de tensões residuais é reduzido;
- este processo produz uma união com ótimo aspecto superficial e diminui a ocorrência de inclusão e segregação de grafita;
- há redução na possibilidade de formação de estruturas duras e frágeis de carbonetos na zona soldada.

Por outro lado, a dificuldade encontrada na soldagem por resistência elétrica dos ferros fundidos é causada pela baixa ductilidade do metal. Os ferros fundidos tem, realmente, uma baixa capacidade para deformação a quente, podendo no resfriamento ocorrer a formação de trincas.

No curso do ciclo de soldagem, as partes a serem unidas são aquecidas a várias temperaturas as quais gradualmente diminuem a medida que se afasta da zona de ligação para as extremidades da peça. Consequentemente, diferentes zonas da parte soldada são submetidas a influências térmicas por curto espaço de tempo, provocando transformações estruturais no metal. As transformações são influenciadas pela difusão do carbono e dependente do nível de temperatura atingida nas diferentes zonas, do tempo no qual estas temperaturas são mantidas, e da velocidade de resfriamento posterior.

O diagrama da Figura 3.11 mostra uma representação esquemática das possíveis variações estruturais observadas por Rege [29], ao longo das partes de um ferro fundido submetidos a um ciclo de soldagem, no qual a curva de resfriamento para um ferro fundido de composição hipoeutética é comparada com o ciclo real obtido. O diagrama é completado por um breve comentário do autor a respeito das estruturas observadas soldando-se um ferro fundido cinzento.

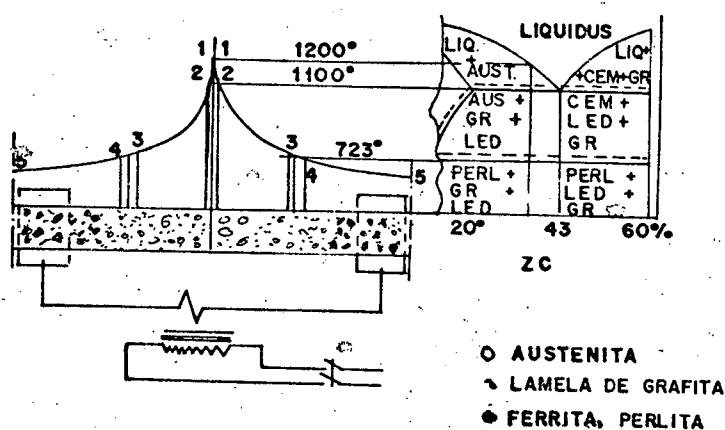


Fig. 3.11. Modificações estruturais e cristalográficas verificadas no processo de solda por resistência [29].

Parte	Zona	Modificação
- Central-1	Zona Super aquecida	Total ou parcial solução de grafita na austenita
- 1 -2	Zona Fundida	Austenita e grafita não dissolvida. A dimensão do grão de austenita aumenta como uma função do aumento de temperatura, e as dimensões das partículas de grafita não dissolvida diminui como uma função do aumento de temperatura. As dimensões das partículas de grafita precipitada da austenita, durante o resfriamento, são mais significativas que aquelas partículas de grafita original.

Parte	Zona	Modificação
3-4	Zona de Transição	Austenita, ferrita e grafita. Uma parte da matriz é transformada em austenita; uma outra parte permanece não transformada. A perlita original é austenitizada e a austenita envolve as partículas de grafita ao mesmo tempo que estas partículas se combinam com o ferro para aumentar a quantidade de austenita.
4-5	Zona do metal base não afetado termicamente	Ferrita original, grafita e perlita. Esferoidização é possível se a perlita é artificialmente envelhecida.

Concluindo, a estrutura final é função da composição química do material e do ciclo térmico ao qual o material base está sujeito. É possível assim, evitar a formação de estruturas duras, como por exemplo a cementita, através da redução da velocidade de resfriamento da junta após a soldagem, por meio de um pós-tratamento que poderia ser realizado na própria máquina. Isto evidentemente aumentaria o tempo de trabalho e conseqüentemente reduziria a capacidade de produção.

CAPÍTULO IV

INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM E INSUMOS SOBRE A OPERACIONALIDADE DO PROCESSO

4.1 - Introdução

Vários parâmetros influem sobre a operacionalidade de um processo de soldagem, sendo de fundamental importância o conhecimento de suas interações e como estes agem para se poder melhor avaliar a sua influência nos resultados.

Sabe-se que pequenas variações nos parâmetros de soldagem (corrente, tensão e velocidade de soldagem) ou nos consumíveis (tipo, diâmetro, polaridade, etc) podem afetar a energia térmica real imposta e a geometria do cordão.

É através de controle e manipulação destas variáveis que as pesquisas tem evoluído no sentido de implementar a soldabilidade dos materiais, sendo portanto necessário o entendimento de como age cada variável para poder assim fazer uma análise mais precisa. É, portanto, necessário neste momento fazer uma revisão de alguns conceitos básicos de soldagem.

4.2 - O Arco Voltaico

O arco elétrico ou arco voltaico, é uma poderosa fonte de calor e luz. Este calor, usado nos processos de soldagem a arco, é oriundo da passagem de uma grande quantidade de elétrons (corrente elétrica) por um meio intercalado entre dois condutores sujeitos a uma diferença de potencial. Como se sabe, os gases não são condutores, e para vencer sua barreira dielétrica é necessário uma diferença de potencial muito grande, o que inviabilizaria o seu uso em soldagem.

Desta forma, pode-se esperar que na região do arco elétrico, ou seja, entre a ponta do eletrodo e a superfície da chapa, o meio não seja constituído por um gás. Na verdade, este espaço condutor é constituído de plasma, ou seja, íons e eletrons livres, equilibrados eletrostaticamente.

Existem duas formas práticas de se obter o plasma artificialmente para uso em soldagem, a saber; por aquecimento e por agitação eletrônica. Para se dar condições a um sólido, líquido ou gás se tornar plasma, é necessário ceder energia suficiente para seu átomos de forma a conseguir a mudança de estado físico, dissociações e finalmente liberação de eletrons. Esta energia pode originar-se do calor liberado durante o curto circuito para acendimento de um arco ou da excitação dos eletrons ocasionado por uma corrente de alta frequência. O choque de eletrons acelerados pela diferença de potencial com átomos é outra forma de geração de calor, a qual permite a manutenção do arco.

Considerando-se então que os átomos precisam absorver energia para se ionizar, aumentando seu estado energético, torna-se fácil compreender porque na região de sua existência há calor e luz, duas formas de energia. Fica também fácil compreender que durante a transformação em sentido oposto, isto é, da passagem de plasma para outro estado, há liberação desta energia.

Dois conceitos novos se fazem necessário agora introduzir. O primeiro é o potencial de ionização, que é, em poucas palavras, a energia necessária a ser absorvida pelos átomos para se ionizarem. Cada elemento necessita de uma energia diferente, justificando o fato de gases diferentes produzirem arcos com temperaturas diferentes (o Hélio tem maior potencial de ionização que o argônio). O outro conceito é a capacidade de troca de

calor, o que faz com que gases diferentes produzam arcos de diferentes diâmetros (o hélio, por ter maior capacidade de troca de calor com o meio ambiente do que o argônio, tem um arco mais confinado. A troca de calor com o meio ambiente também justifica o formato tronco cônico de um arco (a base do cone é tão maior, quanto maior for a altura do cone).

Se pudessemos imaginar um arco elétrico protegido por um isolante perfeito, só necessitaríamos de energia para seu acendimento (tornar o meio ionizado), mas após este instante a energia para mantê-lo seria zero (desconsiderando a energia gasta nas conexões), ou seja, como o meio tornou-se condutor, a tensão de soldagem seria nula. Isto implica em que a tensão de soldagem é a energia necessária para acelerar elétrons que chocarão com os átomos e produzirão calor para compensar a perda para o meio ambiente e reionizar os átomos que com a troca de calor se desionizam. A tensão de soldagem é, pois, dependente da condutibilidade e potencial de ionização do meio, além do comprimento do arco, mas não altera a temperatura do mesmo.

Estas explicações valem para a coluna do arco(plasma) propriamente dito. Entretanto um arco pode ser dividido em tres regiões; conexão arco-eletrodo, coluna de plasma e conexão arco-peça. Nestas conexões é que acontecem o arrancamento, choques e recebimento de elétrons e íons, e apesar de muito pequenas dimensões, também utilizam energias para sua existência, gerando e liberando o calor. Como é fácil demonstrar que existem muito mais choques de elétrons com o polo positivo do que de íons positivos com o polo negativo, e que os elétrons transportam muito mais energia, pode-se afirmar que há uma maior geração de calor no polo positivo do que no polo oposto.

Até o momento, já se pode dizer que existe duas formas de transferência de calor para a chapa, através da conexão arco-eletrodo e através da energia do plasma. Em relação à conexão, quanto mais choques por unidade de área, maior o calor; em relação à energia térmica do plasma, quanto mais energia ele precisou para se ionizar mais energia ele vai liberar quando encontrar a chapa e desionizar.

4.3 - Consumo

Como pode-se ver pela Figura 4.1, o arco se comporta como um circuito elétrico em série, onde se tem resistências, (não ohmicas) relativas ao comprimento do eletrodo ($R_{\text{elet.}}$), à conexão arco-eletrodo ($R_{\text{conexão}}$), à coluna de plasma (R_{arco}) e a conexão arco-peça ($R_{\text{conexão}}$).

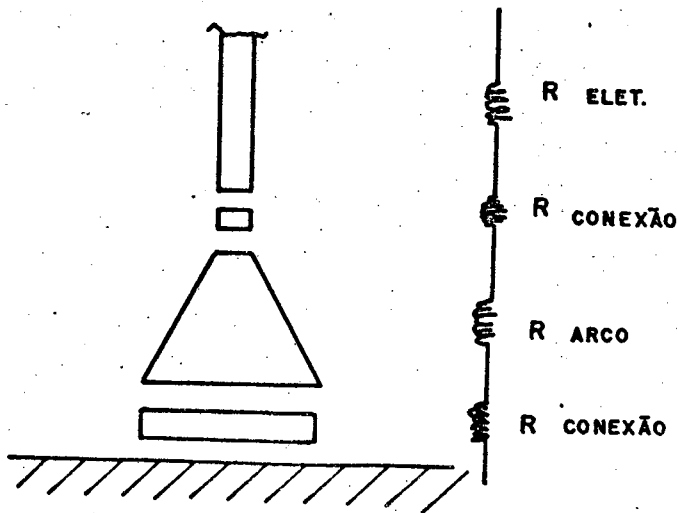


Fig. 4.1. Similaridade de um arco e um circuito elétrico

Como já foi visto anteriormente, há geração de calor tanto nas conexões do arco, como na coluna de plasma. Também é fácil imaginar que haverá geração de calor por efeito Joule pe

la passagem de corrente no eletrodo. Já foi dito que o calor gerado na coluna do arco é apenas o necessário para compensar a troca de calor com o meio ambiente e pesquisadores já verificaram que a troca de calor da coluna com o eletrodo é insignificante.

Considerando o circuito elétrico em questão, a potência elétrica dissipada (PE) no processo é expressa pela seguinte equação:

$$PE = V \cdot I = I^2 R = I(I R_{\text{elet.}} + I R_{\text{conex.}} + I R_{\text{arco}} + I R_{\text{conex}}) \quad (4.1)$$

É fácil perceber que o calor gerado na conexão arco peça também não seria transmitido para o eletrodo, ficando então apenas como responsável pelo aquecimento do eletrodo, e consequentemente pelo consumo, o calor gerado no eletrodo e na conexão arco-eletrodo, podendo-se expressar a potência dissipada para consumo (PC), pela seguinte equação.

$$PC = I(IR_{\text{elet.}} + I R_{\text{conexão}}) = I^2 (R_{\text{elet.}} + R_{\text{conex.}}) \quad (4.2)$$

Desta forma, pode-se ter um aumento na PE sem afetar o consumo, como por exemplo, através do aumento do comprimento de um arco.

Concluindo, pode-se dizer que o consumo é afetado apenas quando altera-se um dos parâmetros da equação (4.2), ou seja, intensidade de corrente, comprimento, diâmetro e resistividade do eletrodo, polaridade e meio ionizante.

O consumo pode ser facilmente expresso pela equação (4.3) abaixo, que resume todos estes parâmetros.

$$C = AI + B \frac{\rho l I^2}{S} \quad (4.3)$$

onde:

C = consumo

I = intensidade de corrente

ρ = resistividade elétrica do material do eletrodo

l = comprimento do eletrodo

S = área da seção transversal do eletrodo

A e B = constantes, determináveis, dependentes do meio ionizante, material do eletrodo e polaridade.

4.4 - Geometria de Cordão

Do exposto anteriormente pode-se concluir que a energia transferida por um arco será tão maior quanto maior for a intensidade de corrente, maior a constrição do arco e maior o potencial de ionização do meio, além de dever estar soldando com eletrodo no polo negativo.

Esta transferência de calor para o metal de base vai implicar na penetração e zona afetada pelo calor. A intensidade e distribuição da energia é também responsável pela largura do cordão.

4.4.1 - Fatores Influentes na Penetração

As causas da penetração, ou a profundidade em que se alcança a fusão no metal de base, são todavia mais complicadas, pois estão relacionadas com outros fatores; um deles é a força erosiva provocada pelo jato de plasma. O arco, devido sua forma tronco cônico, tem um componente maior da força de Lorentz próximo ao eletrodo em relação à sua base, fazendo existir um gradiente de pressão decrescente do eletrodo para a peça. Como se sabe, o movimento de fluido é conseguido por diferenças de pressão e é este motivo que faz com que em um arco se tenha um movimento dos gases no sentido eletrodo peça. Este movimento, cuja a velocidade é tão maior quanto maior for a diferença de dimensões entre as bases do tronco-cone formado pelo arco, é capaz de "es

cavar" o metal de base a ser soldado, permitindo que a conexão arco eletrodo se incida cada vez mais profundamente no metal de base (como em uma cratera), aumentando a eficiência da penetração [32].

Entretanto, tratando-se de eletrodos consumíveis, um excesso de material de adição (alta taxa de fusão ou velocidade de soldagem pequena) poderá interpor-se entre o arco e o metal de base, impedindo uma ação mais eficiente do jato de plasma. Um tipo de transferência periódica, como a transferência globular ou curto circuito, pode também fazer este efeito negativo, isto é, quando da passagem da gota há um enchimento da cratera impedindo a ação do jato, que só agirá nos momentos em que as gotas estiverem se formando. Por outro lado, a massa transferida do eletrodo para a peça traz consigo o calor latente, além da temperatura acima do seu ponto de fusão.

Este fenômeno faz com que uma diminuição da velocidade de soldagem não implique necessariamente em aumento de penetração, apesar da energia imposta por unidade de volume de metal ter aumentado. De uma forma resumida pode-se dizer que a penetração de uma solda é função da "concentração e intensidade de energia imposta" (calor necessário para fundir um volume) e da "ação do jato de plasma".

A concentração e intensidade de energia imposta depende dos seguintes fatores:

- intensidade de corrente
- velocidade de soldagem
- diâmetro do eletrodo
- comprimento do arco
- consumo
- tipo do gás

A ação do jato de plasma, ou ação de cratera, depende:

- comprimento do arco
- tipo de gás
- tipo e frequência de transferência
- velocidade de soldagem e taxa de deposição
- inclinação do eletrodo

4.4.2 - Fatores influentes na largura do cordão

De outra forma, a distribuição da energia imposta é que governa a largura de um cordão. Uma mesma intensidade de energia, mas distribuída em uma área maior, diminui a penetração, mas aumenta a largura de uma solda. Desta forma, a largura de uma solda é função do comprimento de arco, tipo de gás (estricção do arco), velocidade de soldagem e taxa de deposição. Também o tipo de revestimento ou fluxo, devido a diferentes viscosidades e molhabilidade da escória, proporciona larguras de solda diferentes.

4.4.3 - Fatores influentes no reforço da solda

Finalmente, o reforço da solda é função dos fatores que governam a quantidade de material depositado por unidade de comprimento da solda e da área de incidência da energia, ou seja, é função do comprimento do arco, taxa de deposição, velocidade de soldagem, tipo de gás e/ou revestimento ou fluxo. De uma forma geral, quanto mais confinado o arco, maior é o reforço, para uma mesma taxa de deposição.

CAPÍTULO V

METODOLOGIA EXPERIMENTAL E CONCEITUAÇÃO

5.1 - Introdução

O objetivo deste trabalho é verificar como a variação na concepção de fabricação de eletrodos a base de níquel para ferros fundidos podem influir na soldabilidade dos ferros fundidos cinzentos. Para isto utilizaram-se duas concepções diferentes de fabricação de eletrodos, porém classificados pela AWS como de mesma classe. Na primeira concepção empregou-se eletrodos sintéticos nos quais o elemento químico principal (Níquel) é adicionado pelo revestimento, sendo as almas de aço carbono. Na segunda concepção empregou-se eletrodos convencionais onde o níquel é quase todo adicionado pela alma do eletrodo ficando o revestimento com as demais funções inerentes.

O procedimento experimental partiu do pressuposto que a variação na concepção de fabricação dos eletrodos pode influir na transferência de energia eletrodo-material base (energia imposta real), trazendo em consequência alterações na zona afetada pelo calor do material soldado, com reflexos sobre as propriedades mecânicas. Para avaliar estas influências elaborou-se o seguinte procedimento experimental:

- realização de testes de simples deposição de soldagem utilizando diferentes níveis de energia, através da variação dos parâmetros (velocidade, corrente, tensão e polaridade). Com estes testes procura-se determinar a influência da composição do revestimento sobre o consumo, produção, rendimento e geometria do cordão.

- análise da característica dinâmica do arco, no sentido de verificar a influência de cada concepção sobre este comportamento.
- simulação de ciclos térmicos de soldagem, procurando encontrar as modificações térmicas que o ferro fundido em questão poderia ter, em função da velocidade de resfriamento.
- análises metalográficas dos corpos de prova obtidos dos testes de simples deposição de soldagem, para verificar a influência do tipo de eletrodo sobre a energia imposta e, conseqüentemente, sobre a microestrutura da zona afetada pelo calor.
- análise macrográfica para medição do tamanho da zona afetada pelo calor, visando relacionar este parâmetro geométrico com a energia imposta real de cada corpo de prova.
- ensaio de soldabilidade para correlacionar as características encontradas para cada concepção de fabricação com as qualidades da solda.

5.2 - Definições

Neste momento torna-se necessário introduzir a conceituação e caracterização de uma série de fatores que serão extremamente importantes para a avaliação dos resultados.

5.2.1 - Consumo real

O consumo real de um eletrodo é a massa do eletrodo fundido (alma e revestimento) em um determinado tempo de soldagem, ou seja

$$C_r = 3,6 \frac{(P_{eo} - P_{ef})}{t_s} \quad (5.1)$$

onde:

C_r = consumo real, kg/h

P_{eo} = peso do eletrodo antes da soldagem, gr

P_{ef} = peso do eletrodo após a soldagem, gr

t_s = tempo de soldagem, segundos.

5.2.2 - Consumo convencional

No consumo convencional se considera apenas a parte fundida da alma do eletrodo em um determinado tempo de soldagem, ou seja:

$$C_c = 3,6 \frac{m_f}{t_s} \quad (5.2)$$

onde:

C_c = consumo convencional, kg/h

m_f = massa da alma fundida do eletrodo, gr

t_s = tempo de soldagem, segundos.

5.2.3 - Consumo específico

É a quantidade de material consumido por unidade de corrente.

$$C_e = \frac{C}{I} \quad (5.3)$$

onde:

C_e = consumo específico, kg/hA

I = corrente, A

C = consumo, kg/h

5.2.4 - Produção

A produção é definida como sendo a quantidade de material efetivamente depositado em um determinado tempo de soldagem.

$$Pr = 3,6 \frac{(P_{pd} - P_{po})}{ts} \quad (5.4)$$

onde:

Pr = produção em kg/h

P_{pd} = peso da peça depóis da soldagem retirado todos os res
pingos, gr

P_{po} = peso da peça antes da soldagem, gr

ts = tempo de soldagem, segundos

5.2.5 - Produção específica

É a quantidade de material produzido por unidade de corrente elétrica.

$$Pe = \frac{Pr}{I} \quad (5.5)$$

onde:

Pe = produção específica, kg/hA

Pr = produção em kg/h

I = corrente, A

5.2.6 - Rendimento

O rendimento é definido como sendo a relação entre a produção e o consumo dos eletrodos, ou seja:

$$\eta = \frac{Pr}{C} \quad (5.6)$$

onde:

η = rendimento, %

Pr = produção, kg/h

C = consumo, kg/h

OBS.: Caso o consumo for o real ou convencional, teremos um rendimento real ou convencional respectivamente.

5.2.7 - Energia convencional de soldagem

Um parâmetro de grande importância para se avaliar a magnitude das transformações que ocorrem durante a soldagem é a energia específica ou calor aportado por unidade de comprimento do cordão.

Esta energia para o processo a arco elétrico pode ser aproximadamente* calculada pela seguinte fórmula [6,7,9,15]:

$$E = 60 \cdot \frac{V \cdot I}{v_s} \quad (5.7)$$

onde:

E = energia de soldagem, J/cm

V = tensão média do arco, volts

I = corrente média, Ampers

v_s = velocidade de soldagem, cm/min.

5.2.8 - Estabilidade do arco

O conceito de estabilidade de um arco elétrico de soldagem é muitas vezes mal empregado, pois vários fenômenos fazem com que surjam erros de interpretação.

Várias são as formas pelas quais se pode avaliar a estabilidade de um arco. Às vezes, esta estabilidade pode ser avaliada pela aparência ou ruído do arco. Neste caso, um eletrodo que permite soldagens com um arco geometricamente constante, com níveis de ruídos homogêneos e poucos salpicos, pode ser considerado um eletrodo de arco estável. Uma outra forma de avaliação é

* Esta fórmula é uma aproximação porque a mesma ignora o efeito da potência do arco e as perdas de calor por radiação e convecção [7].

pelo valor de tensão de soldagem, onde pode-se considerar que os eletrodos que trabalham com menor tensão de arco são mais estáveis. A explicação estaria no fato de que uma menor tensão do arco para as mesmas condições implica em uma atmosfera mais facilmente ionizável.

Hoje sabe-se que um fator muito importante que governa a estabilidade é a característica dinâmica do arco, isto é, o comportamento da tensão e corrente com o tempo. Um arco para se tornar estável deve manter sua coluna ionizada mesmo quando por motivos tais como, soldagem em corrente alternada ou transferência tipo curto circuito, a tensão atinja durante curtos intervalos de tempo, valores insuficientes para mantê-lo aberto. A reignição será tão mais fácil quanto maior o grau de ionização em que se mantiver o arco. A estabilidade estaria, pois, relacionada com a facilidade de reignição.

Dentre as formas de avaliação citadas, tais como nível de ruído, salpicagem, geometria do cordão de solda, tensão e aparência do arco, a forma mais segura, apesar de mais complexa, é avaliar a estabilidade de um arco pela sua característica dinâmica em corrente alternada. [33].

Esta avaliação é reforçada pela utilização da seguinte fórmula, que permite expressar numericamente a estabilidade de um arco e, desta forma, fazer comparações

$$B = \frac{I_1}{V_1 t_1} \quad (5.8)$$

onde:

B = índice de estabilidade do arco em C.A.; ($\Omega^{-1} s^1$)

I_1 = corrente no momento de reignição (A)

V_1 = tensão do arco no momento de reignição (v)

t_1 = tempo necessário para reignição (s)

A Figura 5.1 ilustra os parâmetros utilizados no cálculo do valor de B .

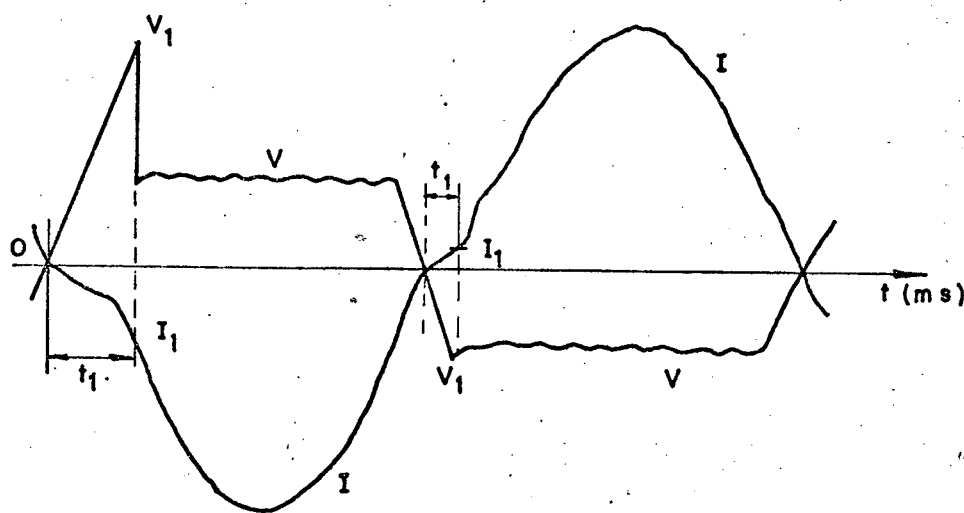


Fig. 5.1. Características dinâmicas de eletrodos mostrando os parâmetros utilizados no cálculo do valor de B .

A tensão de reignição V_1 e a intensidade de corrente I_1 dependem fundamentalmente do meio ionizante. Entretanto, pode-se deduzir que três fatores externos influem sobre a estabilidade do arco, ou seja, a frequência da rede, a tensão em vazio da fonte e a indutância do circuito. Estes fatores, juntamente com V_1 , determinarão o tempo necessário para reignição, t_1 .

Quanto maior o valor de B , maior será a estabilidade do arco, e este índice cresce com a corrente, frequência, valor eficaz da tensão em vazio, e decresce com a tensão da reignição e o ângulo de defasagem.

5.2.9 - Caracterização das Regiões da Solda

Em uma união soldada as temperaturas no metal base variam durante o processo entre a fusão - diretamente abaixo do arco - e a temperatura ambiente, a uns centímetros de distância

da união. Como resultado, se produzem transformações metalúrgicas que provocam mudanças de fase, precipitação, etc, e dão origem a diversas zonas em um cordão de solda, identificáveis metalograficamente.

Em um corte metalográfico de um cordão de solda, se pode observar as seguintes zonas [34], conforme mostrado na Figura 5.2:

- zona fundida - composta
 - não mesclada
- zona parcialmente fundida (zona de ligação)
- zona afetada pelo calor, ZAC.

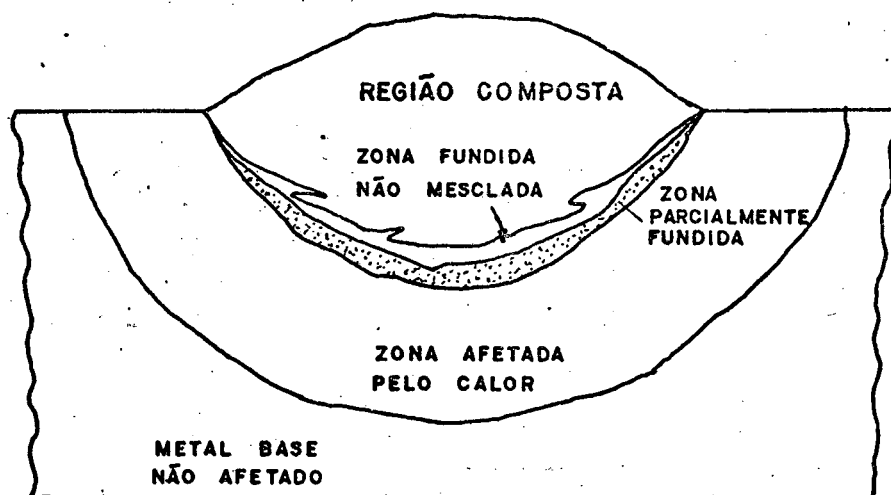


Fig. 5.2. Corte metalográfico de um cordão de solda [34]

O comportamento mecânico da união soldada está associado com as propriedades de cada uma destas zonas. A natureza das estruturas presentes em cada uma delas e suas dimensões dependem das características do metal base, do processo de soldagem empregado, condições operativas, espessura e geometria da junta.

5.2.9.1 - Zona fundida

É a região que se encontra diretamente abaixo da fonte de calor que se funde e logo se solidifica. Por esta razão, os cordões soldados por fusão tem uma estrutura típica de solidificação.

No caso de solda com aporte se podem distinguir duas zonas na região fundida. Uma na qual tem lugar a mistura do metal base com o aporte, denominada zona composta; e outra de muito pequena espessura, correspondente a uma capa laminar do metal base que não chegou a diluir-se na peça fundida e denominada zona fundida não-mesclada.

5.2.9.2 - Zona parcialmente fundida (zona de ligação)

É a região do metal base adjacente a zona fundida de um cordão de solda submetido a elevadas temperaturas. Durante a soldagem estas zonas podem se fundir localizadamente e ao se solidificar produzirem microfissuras a quente, por efeitos da contração líquido-sólido. É por este motivo que a zona parcialmente fundida do metal base tem um efeito significativo sobre o comportamento da união soldada que pode ser minimizado soldando-se com o menor aporte de calor possível.

5.2.9.3 - Zona afetada pelo calor (ZAC)

A zona afetada pelo calor (ZAC) é uma região do material base próxima ao cordão de solda que é submetida a temperatura acima da temperatura de austenização. Como o metal base está submetido a um ciclo térmico heterogêneo durante o processo de soldagem, as temperaturas máximas alcançadas decrescem com a

distância ao cordão. Os tempos a elevada temperatura são curtos na soldagem e isso implica que os processos controlados por difusão não se produzem tão facilmente como nos tratamentos térmicos homogêneos convencionais. Como resultado deste ciclo térmico se pode observar diferentes subzonas dentro da ZAC, correspondentes a distintas transformações metalúrgicas, e cuja presença depende fundamentalmente do tipo de material soldado.

No caso do ferro fundido, no aquecimento o carbono presente na matriz ou na grafita é colocado em solução na austenita. A quantidade de carbono dissolvido vai depender da temperatura, tempo e principalmente da disponibilidade de carbono na região afetada. No resfriamento, a estrutura final será função basicamente da velocidade de resfriamento e será definida pelo diagrama CCT (transformação-resfriamento-contínuo) Figura 5.3 é apresentado esquematicamente um diagrama CCT para um ferro fundido e duas curvas de resfriamento.

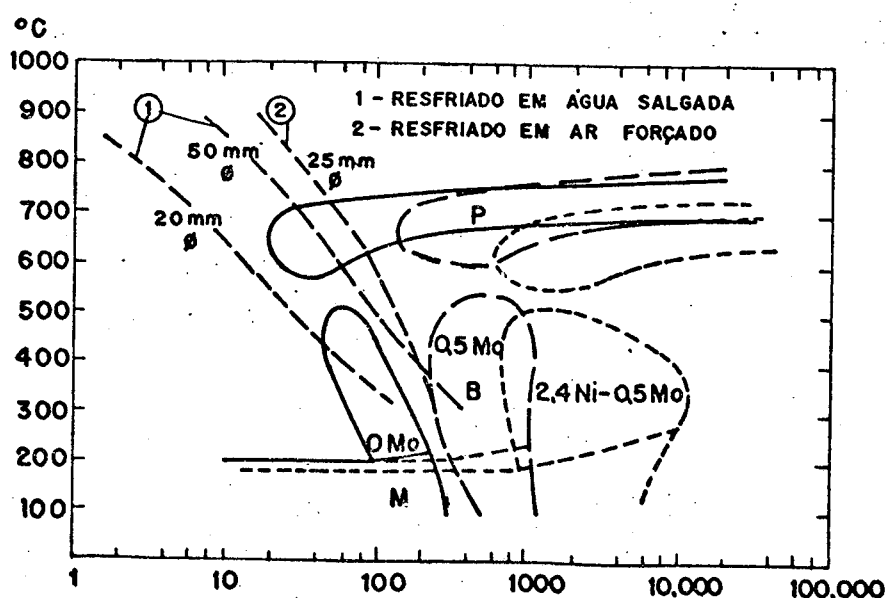


Fig. 5.3. Diagrama CCT para um ferro fundido dúctil (3,35%C; 2,5% Si; 0,3% Mn) [35].

CAPÍTULO VI

LEVANTAMENTO EXPERIMENTAL

6.1 - Introdução

O trabalho foi realizado em duas etapas. Na primeira etapa foi feita uma série de corpos de prova com o intuito de medir características que pudessem correlacionar a concepção de fabricação dos eletrodos (sintéticos ou não) com a variação da energia imposta real ou com as variações das propriedades operacionais dos eletrodos.

Numa segunda etapa foi realizada uma outra série de corpos de prova, na forma de ensaio de soldabilidade, no sentido de verificar a consequência das possíveis diferenças de comportamento de cada concepção de eletrodo sobre as propriedades da solda.

Paralelamente, foi feito um ensaio de simulação do ciclo térmico para conhecer o comportamento do ferro fundido estudado sob diferentes ciclos térmicos.

6.2 - Insumos

Foram utilizados seis tipos de eletrodos experimentais especialmente fabricados para este trabalho. Os eletrodos, de diâmetro 3,25 mm, foram divididos em dois grupos com concepções de fabricação diferentes. Na primeira concepção, denominado de eletrodos sintéticos, foram utilizados eletrodos experimentais com o níquel adicionado no revestimento em teores variáveis de 50, 40, 20 e 0% aproximadamente e referenciados como tipos A,

C, D e E respectivamente. Dentro da segunda concepção, foram utilizados eletrodos convencionais (de fabricação normal) com o níquel adicionado na alma do eletrodo nos teores de 60 e 98% aproximadamente e referenciados como tipos B e F respectivamente. É importante ressaltar que tanto os eletrodos A e B estão classificados no mesmo grupo pela AWS, ou seja ENiFe-CI.

As composições químicas do metal depositado por estes eletrodos variam conforme a Tabela 6.1.

Tab. 6.1. Constituição e características dos eletrodos experimentais.

Composição Eletrodo tipo	Ni %	Mn	Cu	Si	C	P %	S	Fe
A *	46	0,68	2,36	0,83	1,62	0,014	0,010	Restante
B **	60	0,98	2,36	1,04	1,09	-	0,014	Restante
C *	38,7	0,60	2,10	0,80	2,17	0,016	0,010	Restante
D *	28,3	0,80	2,93	1,44	1,70	0,016	0,005	Restante
E *	0,05	1,05	3,94	1,58	2,18	0,021	0,007	Restante
F ***	92	0,24	-	0,11	-	-	-	6,80

- * - eletrodos experimentais sintéticos (Níquel adicionado no revestimento)
densidade da alma do eletrodo: 7,82 g/cm³
- ** - eletrodos experimentais semi-sintéticos (Níquel adicionado na alma do eletrodo); densidade da alma do eletrodo: 8,24 g/cm³
- *** - eletrodos de níquel - classe AWS ENi-CI
densidade da alma do eletrodo: 8,80 g/cm³.

Como material base utilizou-se chapas de ferro fundido cinzento perlítico - classe ABNT FC-35 - cuja composição química é apresentada na Tabela 6.2. A escolha do material Clas-

se FC-35 recaiu no fato de que a utilização de um ferro fundido com melhores propriedades, as hipóteses formuladas para este material normalmente serão válidas para as outras classes inferiores.

Tab. 6.2. Composição química do material base

Composição Material base	C	Si	Mn	S	P	Cu	* Ceq
FC-35**	3,01	1,67	0,80	0,077	0,047	0,04	3,57

* - $C_{eq} = C + \frac{1}{3} Si$

** - Resistência à tração: $\sigma_R = 33,1 \text{ kg/mm}^2$

6.3 - Preparação dos Corpos de Prova - Simples Deposição de Soldagem

O objetivo da execução dos testes de simples deposição é avaliar diversos parâmetros transmitidos através da soldagem com eletrodos revestidos. Estes testes permitem a avaliação da energia imposta real para a peça (heat input), o consumo, a produção e o rendimento de deposição (real e convencional) para os eletrodos utilizados.

Para a realização destes testes foi utilizada uma fonte de tensão do tipo corrente constante, Figura 6.1, e um simulador de soldagem manual, Figura 6.2, onde automaticamente o eletrodo é alimentado na direção da solda, garantindo-se a repetibilidade dos ensaios. A velocidade de soldagem é mantida constante através do controle da velocidade de uma tartaruga, sobre a qual se localiza a peça a ser soldada. O comprimento do arco é

mantido constante por um dispositivo eletrônico, denominado controlador externo, que varia a velocidade de avanço do eletrodo na direção da poça sempre que a tensão de soldagem difere da tensão de referência pré-ajustada. Como a tensão de referência equivale a um determinado comprimento de arco, o aumento ou redução temporária da velocidade de avanço consegue corrigir o comprimento desejado sempre que o valor deste for alterado.

Para a avaliação do comprimento do arco foi utilizado uma lente à frente do sistema mecânico de acionamento do eletrodo, sendo sua leitura feita em uma tela graduada onde se tinha a projeção do arco.

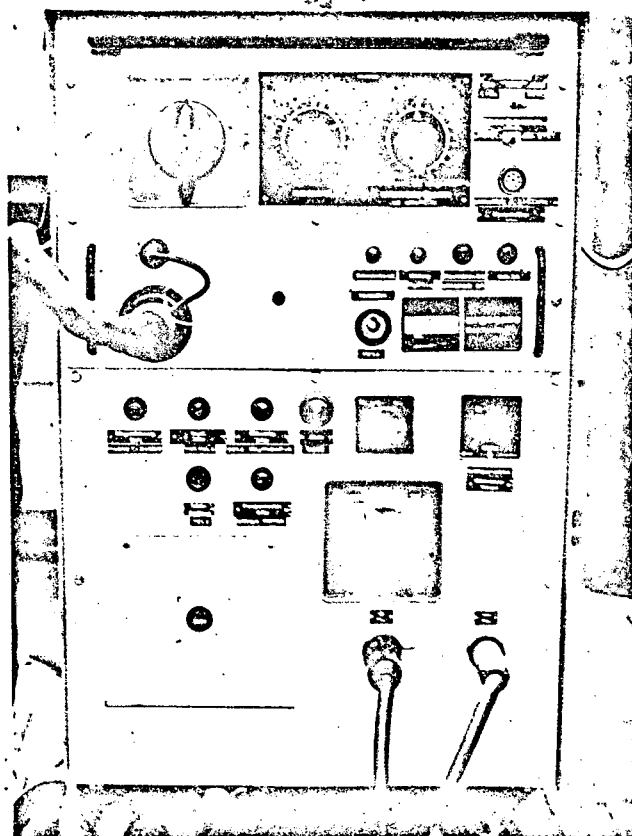


Fig. 6.1. Fonte de soldagem

Fabricante: Oerlikon $I_n = 280 \text{ A}$ $\cos\psi = 0,72$

Modelo : AD 360. WR Tensão em vazio: 75 V

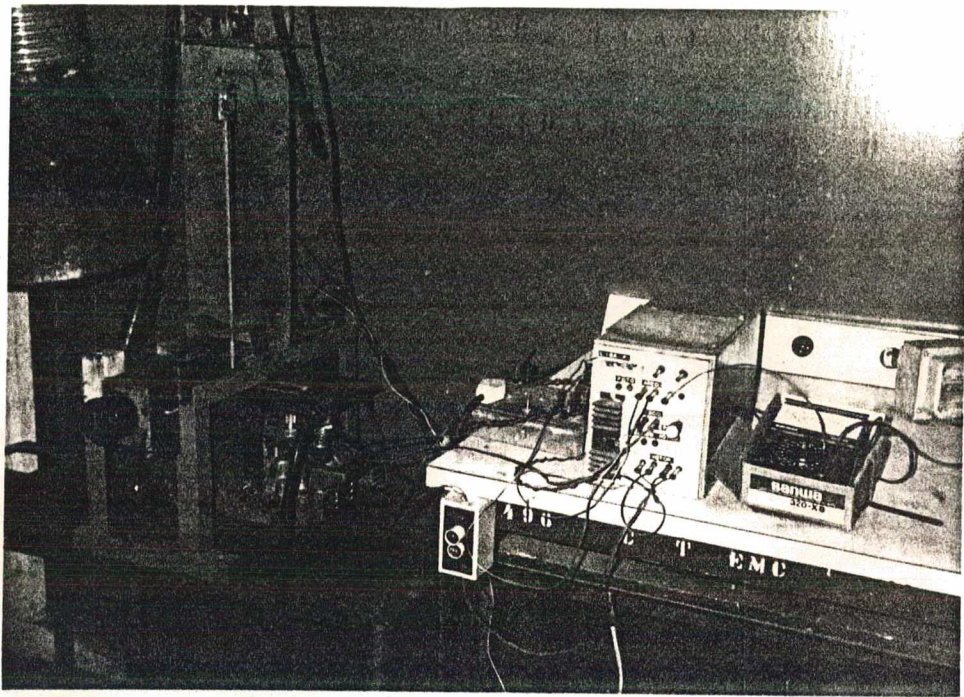


Fig. 6.2. Dispositivo para soldagem automática acoplada a uma tartaruga e controlador externo.

Tartaruga: Modelo - MR-510
Tipo: de corte portátil
Faixas de velocidades: 80-1300 mm/min.

Os testes de simples deposição de soldagem foram realizados fixando-se os seguintes parâmetros:

- diâmetro dos eletrodos 3,25 mm
- comprimento dos eletrodos:
 - Tipos A,C,D,E 350 mm
 - Tipos B,F 300 mm
- comprimento do arco $2,0 \pm 1,0$ mm
- velocidade de soldagem 7,12,17 e 22 cm/min
- corrente de soldagem 90 ± 5 e 110 ± 5 A

- polaridade CC+,CC- e CA
- tensão em vazio da fonte 70 V
- corpo de prova: Ferro fundido cinzento
- ABNT FC-35 150 x 50 x 20 mm

As operações para a realização dos testes de simples deposição de soldagem obedeceram uma mesma sequência para todos os tipos de eletrodos. Inicialmente foram feitos pré-secagens dos eletrodos, conforme instruções do fabricante, a uma temperatura de 150°C por duas horas e manutenção em seguida em estufa a uma temperatura de 40°C. Foram, também, todos os eletrodos pesados e medidos, antes e após a soldagem.

As soldagens foram realizadas por simples deposição, na posição plana, utilizando-se eletrodo, corrente, polaridade e velocidade de soldagem conforme condições estabelecidas na Tabela 6.3.

Tab. 6.3. Condições de soldagem para a simples deposição de soldagem.

Corrente A	Polaridade —	Velocidade de Soldagem cm/min	Tipos de Eletrodos
90 ± 5	CC ⁺	7,12,17,22	A,B,C,D,E,F
	CC ⁻	7,12, 22	B
110 ± 5	CC ⁺	7,17	A,B,C,D,E,F
	CC ⁻	12,22	B
	CA	12	A,B,C,D,E,F

Foram realizadas soldagens tanto em corrente contínua (CC+ e CC-) como em corrente alternada (CA). Em corrente contínua, o comportamento da tensão e corrente de soldagem foram me

dados através de dois registradores X-Y, conforme esquema mostrado na Figura 6.3. As Figuras 6.4 e 6.5 mostram, como exemplos, dois oscilogramas típicos obtidos para a tensão e corrente de um eletrodo tipo A, soldado na polaridade inversa. Em corrente alternada, foi utilizado um voltímetro rápido interfaciado a um microcomputador para medição de tensão e corrente, conforme é mostrado na Figura 6.6. A Figura 6.7 mostra um esquema da montagem experimental nesta polaridade.

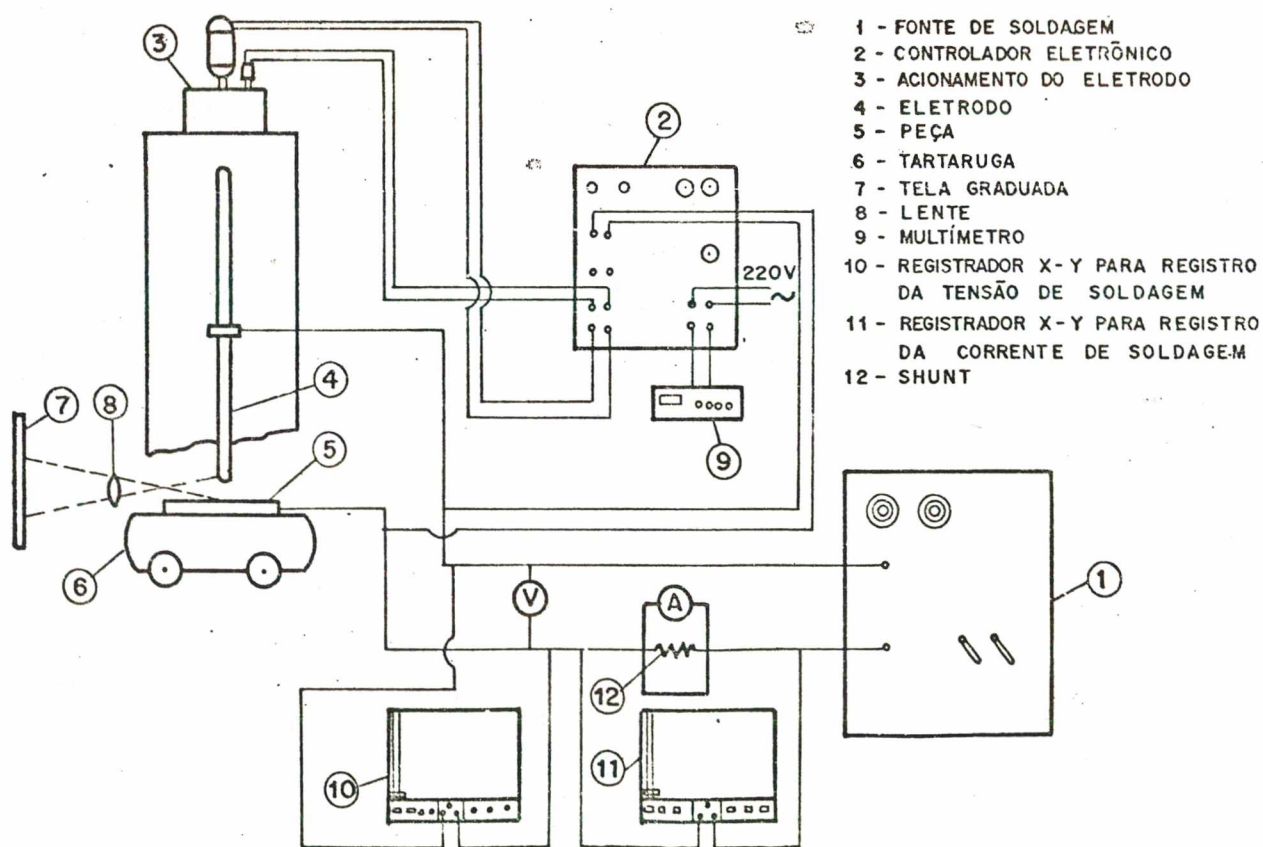


Fig. 6.3. Esquema da montagem experimental para medição de corrente e tensão da soldagem em corrente contínua.

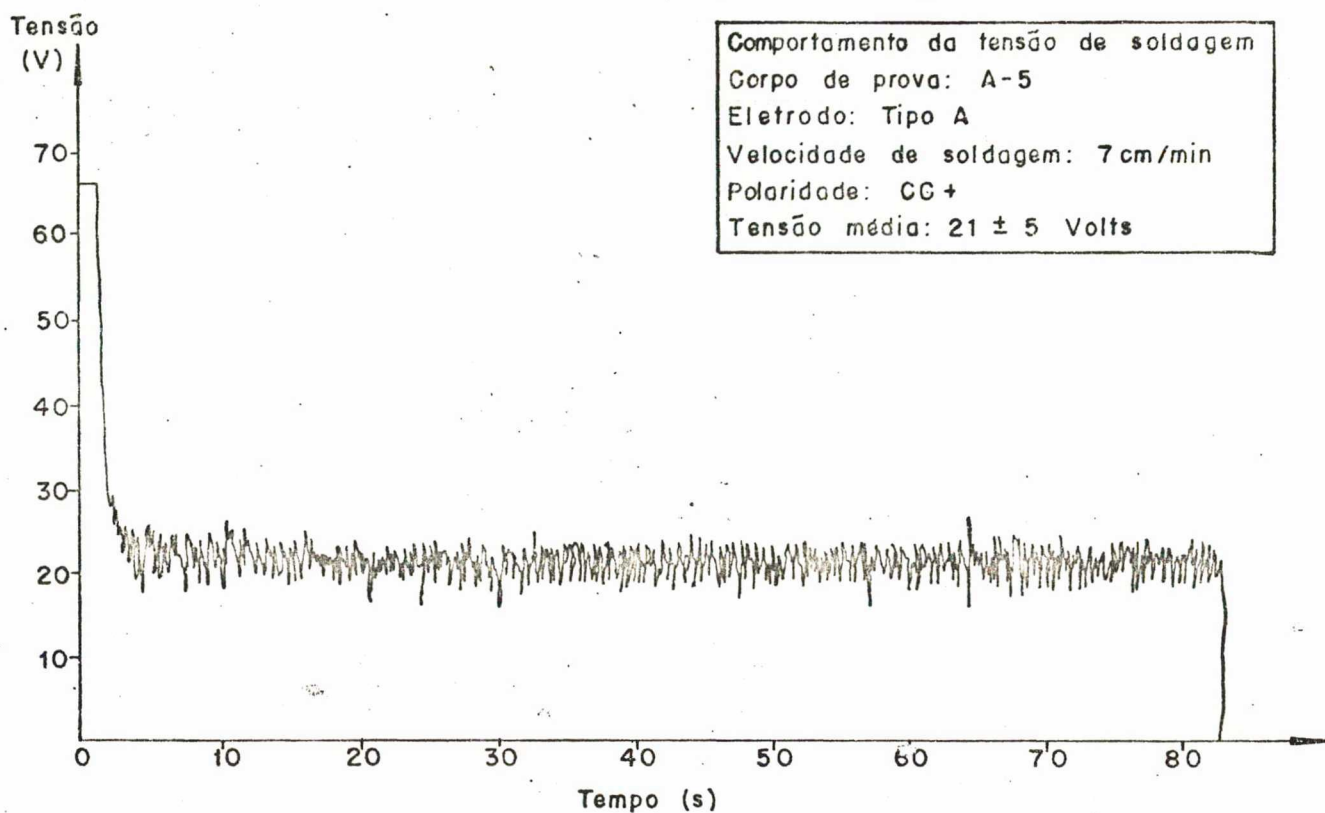


Fig. 6.4. Comportamento da tensão de soldagem para o eletrodo Tipo A.

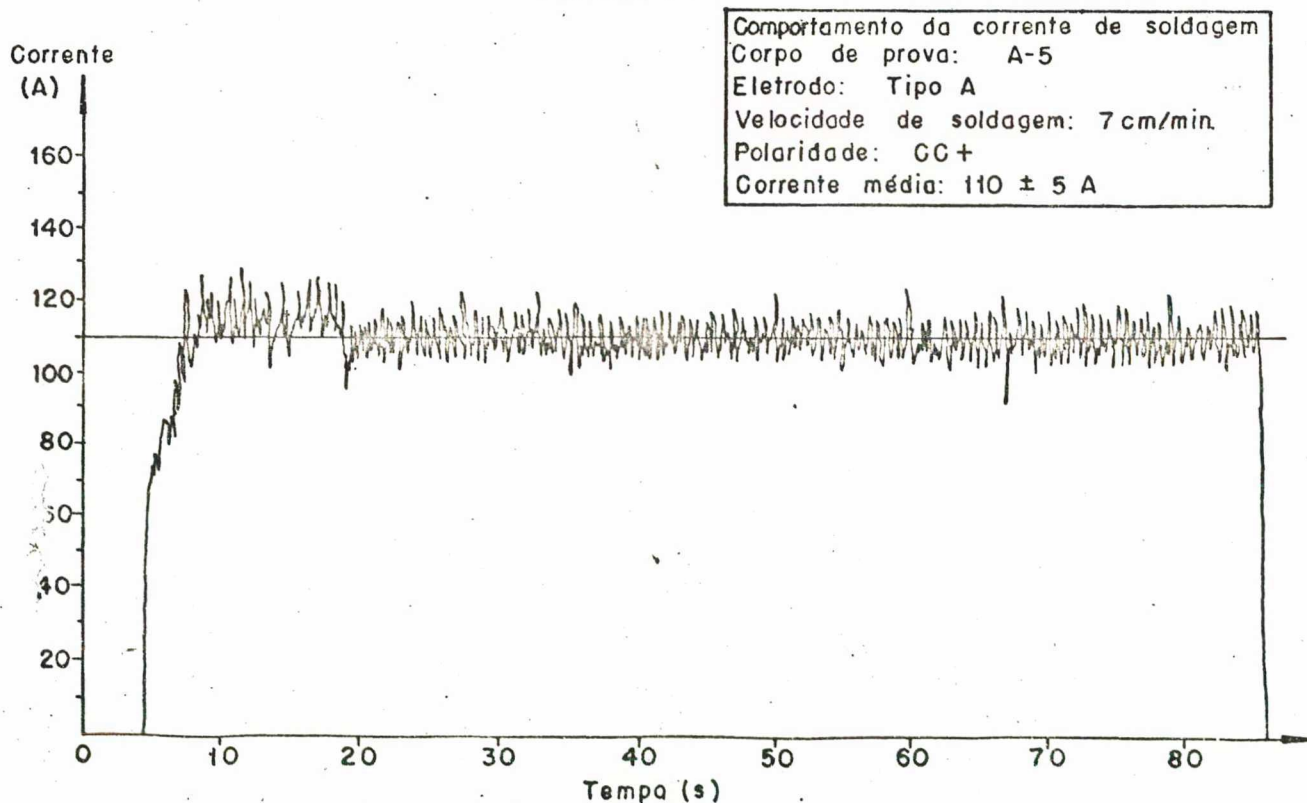


Fig. 6.5. Comportamento da corrente de soldagem para o eletrodo Tipo A.

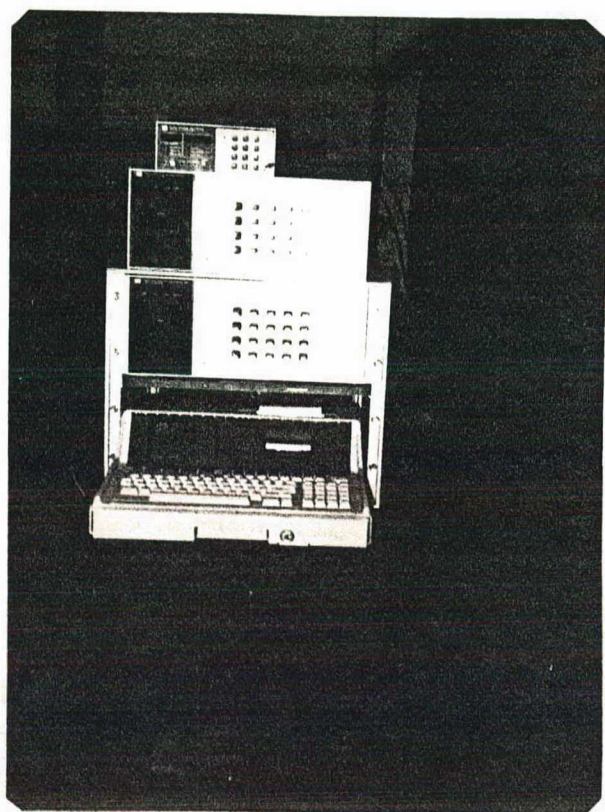


Fig. 6.6. Sistema de aquisição de dados em C.A.

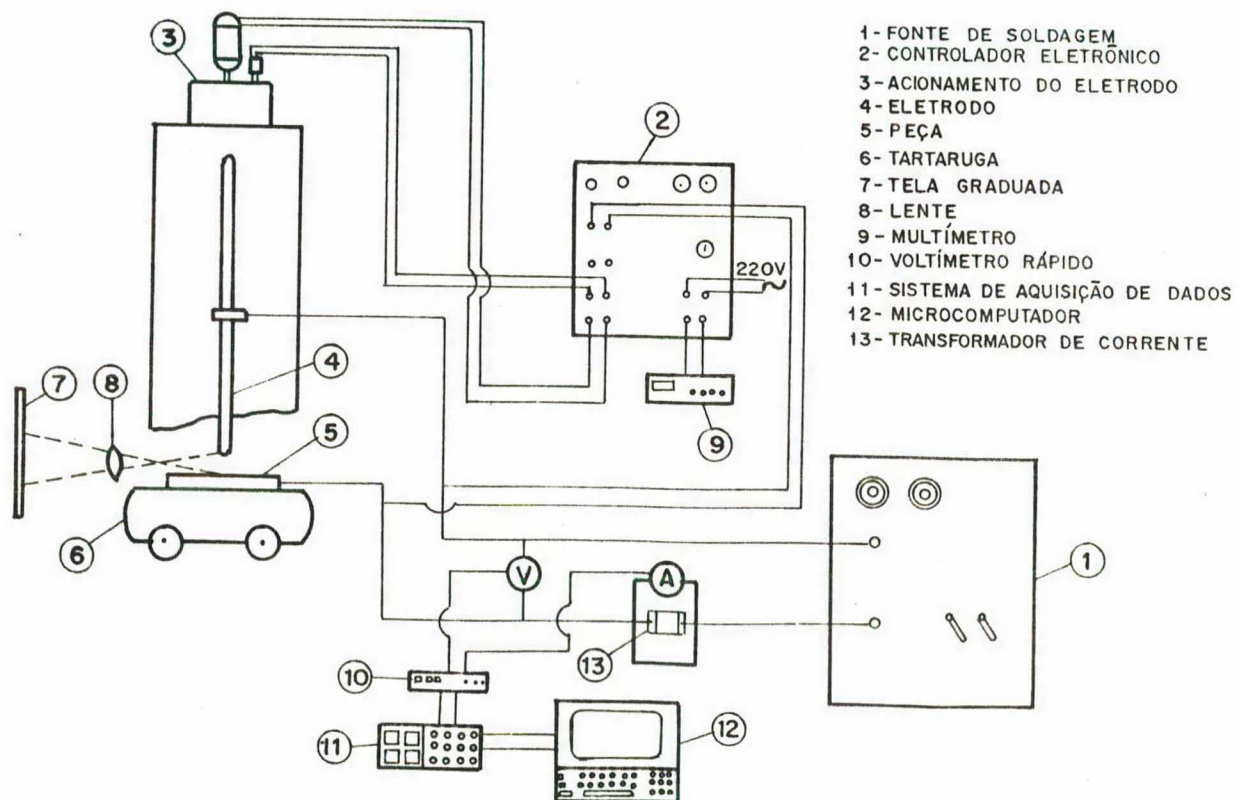


Fig. 6.7. Esquema da montagem experimental para medições de corrente e tensão de soldagem em C.A. e determinação da estabilidade do arco.

6.4 - Medição das Características Operacionais

As características operacionais (produção, consumo, rendimento de deposição e energia de soldagem) foram determinadas após a medição dos parâmetros tensão, corrente e tempo de soldagem para cada ensaio realizado, conforme condições estabelecidas na Tabela 6.3. Em corrente contínua estes parâmetros foram retirados diretamente dos gráficos obtidos nos registradores X-Y para cada condição de soldagem, procurando-se os locais onde houvesse uma estabilização das condições operatórias, conforme mostrado nas Figuras 6.4 e 6.5. Através desses dados pode-se escolher os locais de seccionamento dos corpos de prova para análises posteriores. Em corrente alternada estes mesmos parâmetros foram obtidos diretamente do sistema de aquisição de dados, através do processamento dos dados obtidos durante a soldagem. É importante ressaltar que nesta polaridade, os testes foram realizados para alguns eletrodos, conforme será descrito no item 6.6.

É importante destacar que todos os eletrodos foram pesados e determinados seus comprimentos antes e após a soldagem. Procedimento análogo foi adotado para os corpos de prova, porém neste caso, tomando-se a precaução de pesá-los após a soldagem de pois de sofrerem uma cuidadosa limpeza superficial para retirar as escórias e respingos originados durante o processo.

De posse destes dados obtidos através da simples deposição de soldagem, determinaram-se os níveis de consumo (real e convencional), produção, rendimento de deposição e energia de soldagem para cada tipo de eletrodo nas diversas condições de soldagens, utilizando-se as equações 5.1, 5.2, 5.3, 5.4, 5.5, 5.6 e 5.7 respectivamente cujos resultados serão apresentados no próximo capítulo.

6.5 - Medição da Geometria do Cordão de Solda.

Selecionados os locais de seccionamento dos corpos de prova e após preparação para exames metalográficos, pode-se através da projeção do cordão de solda em uma tela graduada de um microscópio óptico determinar a geometria exata do cordão, com seguindo-se distinguir perfeitamente as regiões da solda (zona fundida e zona afetada pelo calor). Com a utilização de um planímetro é possível determinar as áreas dessas zonas para cada eletrodo soldado nas diversas condições de soldagem. O conhecimento da geometria do cordão através da determinação de suas áreas é um importante parâmetro para a avaliação do nível de calor transferido para as peças, servindo portanto como um padrão de comparação entre os eletrodos.

Foram levantadas a geometria dos cordões para todos os eletrodos utilizados e soldados nas diversas condições de soldagem estabelecidas na Tabela 6.3.

6.6 - Medição do Índice de Estabilidade

Em corrente alternada, a estabilidade do arco foi avaliada pela análise do comportamento dinâmico do arco através do cálculo do índice de estabilidade para cada eletrodo. Os parâmetros corrente (máxima e mínima), tensão (máxima e mínima) e tempo de soldagem médios para cada ciclo foram obtidos através do sistema de aquisição e processamento dos dados em diversas leituras realizadas durante a execução da soldagem. Todas as medições foram executadas após a estabilização de todas as condições operatórias, quando então era acionado o sistema de aquisição de dados.

Foram avaliados a estabilidade dos eletrodos tipos A, B e E. As Figuras 6.8 e 6.9 mostram oscilogramas típicos (tensão e corrente) obtidos para os eletrodos A e B, soldados na polaridade inversa. Baseado nos oscilogramas pode-se determinar o índice de estabilidade do arco (β) nos semiciclos positivo e negativo através da utilização da equação 5.8, considerando-se para seu cálculo os valores médios das leituras de tensão e corrente efetuadas em cada semiciclo.

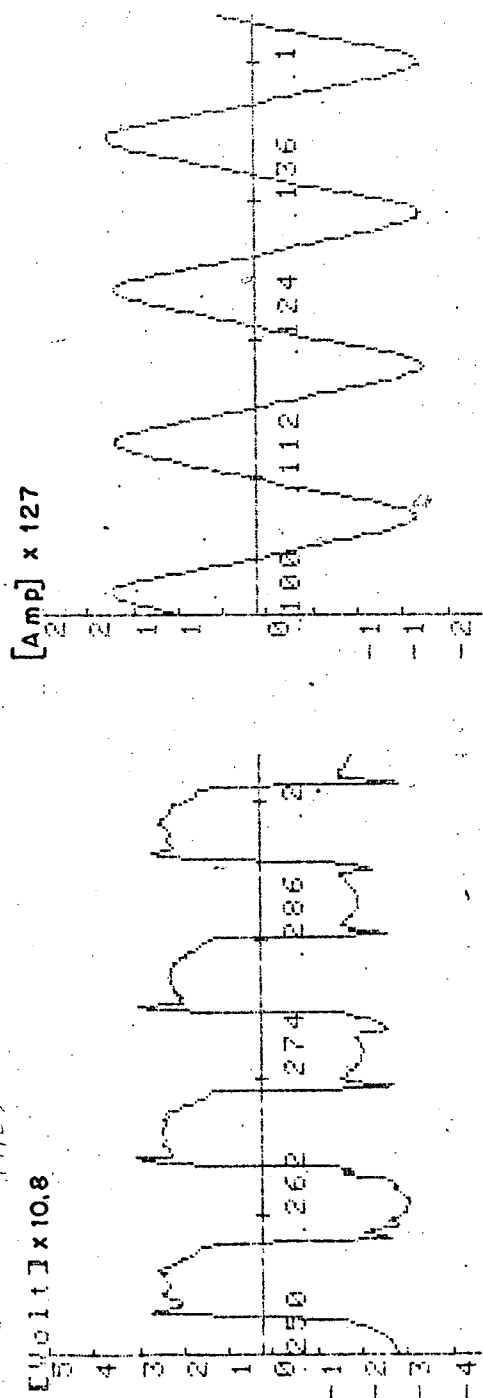
6.7 - Análise Metalográfica

Foram realizados exames metalográficos em corpos de prova obtidos nos testes de simples deposição de soldagem, procurando representar condições extremas de energia (máxima e mínima) ao se utilizarem eletrodos contendo Níquel em proporções variáveis de 0,20, 40 e 46% no revestimento e 60% e 98% na alma dos eletrodos.

Os corpos de prova examinados, bem como as condições de soldagem estão contidos na Tabela 6.4.

Tab. 6.4 - Condições de Soldagem.

Eletrodo	CP	Energia	Parâmetros de soldagem		
			I	Polaridade	v_s
		KJ/cm	Ampers	—	cm/min
0% Ni(rev.)	E7	28,3	110	CC+	7
	E4	7,0	90	CC+	22
20%Ni(rev.)	D5	24,0	110	CC+	7
	D4	5,8	90	CC+	22
40%Ni (rev.)	C5	21,2	110	CC+	7
	C4	6,0	90	CC+	22
46% Ni(rev.)	A7	19,8	110	CC+	7
	A1	19,3	90	CC+	7
	A4	6,3	90	CC+	22
60% Ni (alma)	B7	25,5	110	CC+	7
	B1	18,9	90	CC+	7
	B4	6,4	90	CC+	22
98% Ni (alma)	F1	8,2	110	CC+	12
	F2	4,8	110	CC+	22



6.8 - Medição de Dureza

Paralelamente aos exames metalográficos, procurou-se fazer para cada corpo de prova o levantamento do perfil de dureza ao longo da zona limite entre a ZAC grosseira (constituída essencialmente por martensita e cementita) e a zona parcialmente fundida. Em virtude de ser esta região crítica sob o ponto de vista de propriedades mecânicas devido a própria microestrutura local, a qual além da energia de soldagem sofre a influência do material de adição que se dissolve com a fase líquida, o conhecimento deste perfil de dureza para cada corpo de prova é um importante parâmetro de comparação para se verificar a influência do níquel, adicionado aos eletrodos experimentais, sobre esta região.

A Figura 6.10 ilustra como foram feitas as medidas de dureza. Para cada corpo de prova procurou-se realizar o maior número de medidas possíveis de tal maneira a aumentar a representatividade dos resultados.

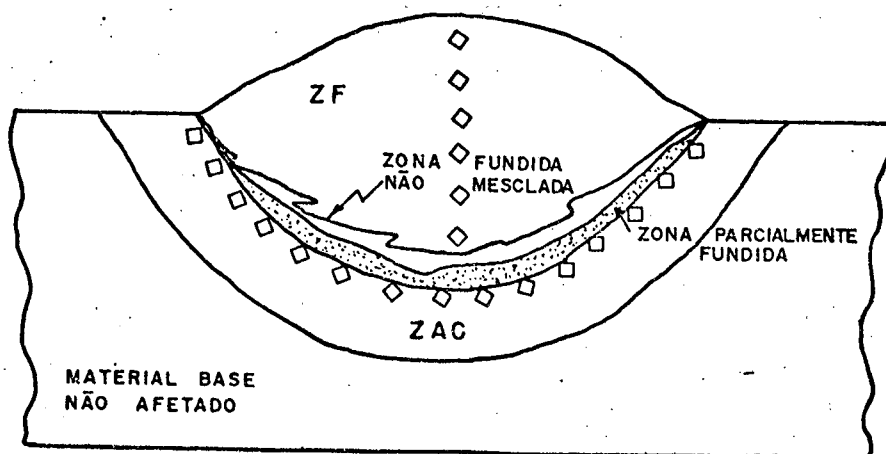


Fig. 6.10. Medidas de dureza ao longo da ZAC

6.9 - Simulação de Ciclos Térmicos de Soldagem

Uma das grandes dificuldades encontradas na soldagem é uma maneira de conseguir fazer uma simulação que represente de forma bastante confiável a soldagem real. Tal fato permitiria estudar as transformações microestruturais verificadas no processo real, permitindo obter conclusões importantes a respeito da soldagem em questão sem a necessidade de sua realização.

Na maioria dos processos de soldagem por fusão, a peça é sujeita a severos ciclos térmicos. A qualidade da junta soldada depende em grande parte do fluxo de calor que influenciará a temperatura e a distribuição temperatura-tempo durante o aquecimento e o subsequente resfriamento.

O critério mais vastamente utilizado para se caracterizar o ciclo térmico de soldagem consiste em verificar a taxa de resfriamento entre $800-500^{\circ}\text{C}$ (Δt 800-500). No entanto, tal procedimento se aplica geralmente aos aços. Alguns pesquisadores utilizam outros critérios; ISHIDA [36] em trabalho desenvolvido sobre soldagem dos ferros fundidos cinzentos, calcula a velocidade de resfriamento entre as temperaturas de $900-800^{\circ}\text{C}$ (Δt 900-800).

Desde que o material é elevado a uma temperatura suficiente para ocorrer a austenitização, o conhecimento da taxa e tempo de resfriamento pode ser usado para se determinar as transformações microestruturais resultantes, a dureza e a resistência da junta soldada.

As técnicas de laboratório de maior utilização atualmente para determinar as transformações microestruturais que ocorrem na ZAC - zona afetada pelo calor - pode-se dividir em duas categorias: - métodos de medição direta; - métodos de medição indireta.

Nos métodos indiretos, pequenos corpos de prova es tão sujeitos a ciclos térmicos similares aos experimentados por uma solda real. Entretanto, existe a dificuldade em se alcançar por métodos simulados os elevados gradientes térmicos que se observam em um ciclo de solda, especialmente durante o aquecimento. Apenas para, ressaltar, Phillip [37] mostra que em soldagem manual por arco elétrico o tempo para se atingir a temperatura de pico de 1300°C na ZAC é da ordem de dois a quatro segundos.

Nos métodos diretos, também conhecidos como "In Si tu" se determinam as temperaturas de transformações microestruturais medindo indiretamente por métodos apropriados a temperatura na ZAC durante o processo real de soldagem. Os métodos diretos mais utilizadas são os seguintes:

a) Método dilatométrico:

Este método foi introduzido por Hofman e Burat [38] para medir temperaturas de transformação na ZAC de uma solda real. Nesse caso os sensores do dilatômetro se inserem em dois furos localizados próximos a superfície da chapa a ser soldada. O movimento relativo dos dois sensores (termopares) se transforma em um sinal elétrico que é enviado a um registrador.

Um inconveniente deste método é a localização do termopar próximo a Zona Fundida, o que pode fazer com que o mesmo se rompa durante o aquecimento.

b) Método de Análise Térmica:

Este método foi utilizado primeiramente por Granjón e Gaillard [39] e consiste em se colocar um implante cilíndrico do material a estudar, em uma placa de aço de igual espessura a que se deseja ensaiar. Um termopar é colocado em um orifício cego

praticado no implante de forma tal que este fique posicionado na ZAC durante o processo de solda. Por ser a decomposição da austenita um processo exotérmico, as temperaturas de transformação podem ser determinadas por análises térmicas a partir das descontinuidades que aparecem nas curvas

$$\frac{dT}{dt} \times t \quad \text{onde:} \quad \begin{array}{l} T - \text{temperatura} \\ t - \text{tempo} \end{array}$$

as quais se obtêm por meio de um diferenciador eletrônico.

O principal inconveniente deste método consiste na presença de "ruídos" eletrônicos induzidos no termopar por efeitos magnéticos vinculados com o arco elétrico. No entanto este problema pode ser evitado por uma modificação introduzida por Philip, que consiste na colocação de um implante colocado na ZAC, similar ao método desenvolvido por Granjon e Gallard, conforme mostrado na Figura 6.11.

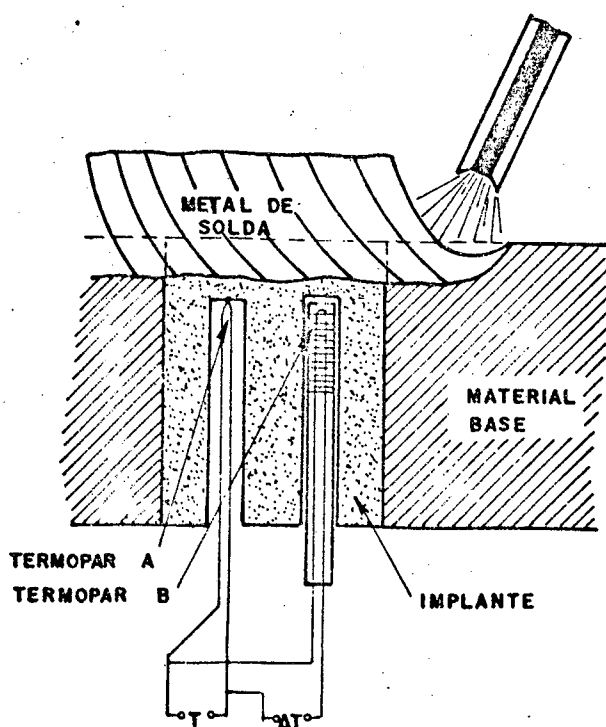


Fig. 6.11. Detalhe do método de análise térmica [37].

A interconexão destes dois termopares se faz de tal forma a medir com um deles a temperatura e com o outro a diferença de temperatura entre ambos. Desta maneira se pode obter experimentalmente dois tipos de curvas:

- 1 - T vs ΔT onde T é a temperatura de um termopar e ΔT a diferença entre ambos os termopares.
- 2 - T vs t onde t é o tempo

Do gráfico T vs ΔT se pode obter o princípio e final da transformação observando a temperatura de início e final da descontinuidade. Obtidas estas temperaturas e com ajuda das curvas de esfriamento, se obtém os pontos de início e final da transformação no diagrama T vs t .

O principal problema nos métodos de medição com termopares ocorre quando se deseja ensaios a altas temperaturas, onde os termopares correm o risco de fundirem ou mesmo se desprender no momento de efetuar a medição. Além disso, há ainda a complicação adicional de não se garantir a repetibilidade do ensaio, ou seja, a dificuldade evidente de localizar corretamente a posição do termopar na ZAC em medições sucessivas.

6.9.1 - Objetivo

O objetivo da simulação foi inicialmente estudar os efeitos do ciclo térmico de soldagem sobre a estrutura de ferro fundido cinzento perlítico FC 35. Procura-se assim investigar o efeito da taxa de resfriamento na formação da martensita e carbonetos eutéticos em várias regiões da ZAC. Além disso, objetiva ainda observar a influência do ciclo térmico na forma e distribuição da grafita, bem como a correlação entre microestrutura e dureza.

6.9.2 - Equipamento

O equipamento utilizado foi uma máquina de solda por resistência elétrica, cujo princípio de funcionamento foi descrito anteriormente (veja seção 3.4.5). Tal equipamento foi escolhido por apresentar características inerentes de funcionamento que permitam simular um ciclo térmico de soldagem, tais como, alta taxa de aquecimento e possibilidades de variação na velocidade de resfriamento.

A máquina de solda por resistência elétrica utilizada possui um braço superior fixo e um inferior móvel e acionado pneumáticamente. Ambos os braços possuem em suas extremidades canais cônicos que permitem o encaixe de bocais, os quais atuam como eletrodos. Por estes canais circulam internamente água para a sua refrigeração.

6.9.3 - Equipamento Adaptado

Para atender aos objetivos fixados anteriormente procurou-se adaptar a máquina de solda por resistência elétrica às condições de simulação de ciclos térmicos. Inicialmente foram projetados dois bocais de cobre possuindo em suas extremidades canais cônicos para o encaixe de duas buchas móveis que desempenhariam as funções de eletrodo e de fixação dos corpos-de-prova. Estes bocais possuem canais em seu interior que permitem fazer a refrigeração das buchas.

No caso, a dissipação de calor após o aquecimento ocorre preferencialmente pelas extremidades superiores e inferiores, ou seja, aquelas que estão em contato com os bocais da máquina. Isto se torna importante, devido ao fato que numa soldagem real a dissipação do calor imposto ocorre pelas laterais, con

forme mostra a Figura 6.12. Desta forma a simulação do ciclo térmico de soldagem se aproxima mais do caso real. A variação das dimensões do corpo de prova permite variar a velocidade de resfriamento.

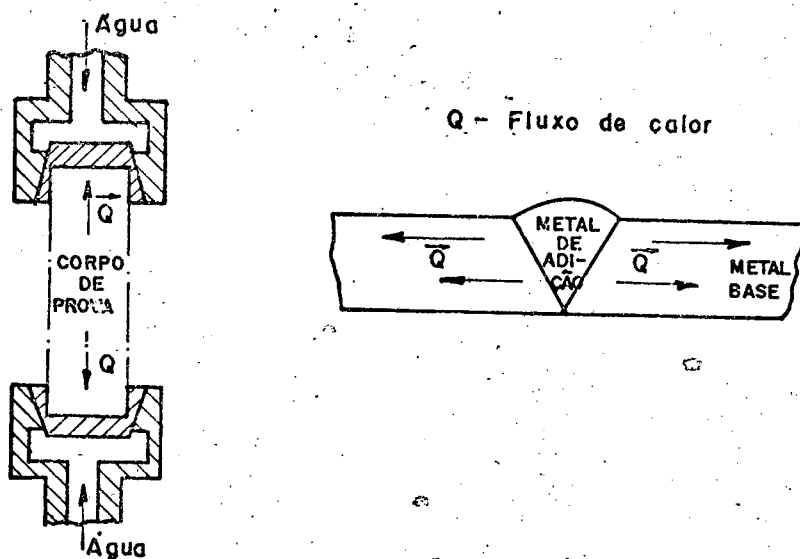


Fig. 6.12. Dissipação de calor na simulação.

6.9.4 - Ensaio

Foram realizados diversos testes no dispositivo de simulação de ciclos térmicos de soldagem desenvolvido, onde se procurou obter faixas bastante amplas de velocidade de resfriamento. Utilizaram-se corpos de prova cilíndricos (ϕ 10 mm) de ferro fundido cinzento (FC-35) sendo aquecidos dentro da faixa de austenitização do material. Em virtude de seu rápido aquecimento (aproximadamente 1 a 2 segundos), tornou-se necessário desenvolver um controlador de temperatura que desligasse o dispositivo de aquecimento no momento em que se atingisse uma temperatura desejada, evitando a fusão do material.

Para a medição dos ciclos térmicos foram utilizados

termopares de cromel-alumel (tipo K), localizados no centro dos corpos de prova e ligados ao controlador de temperatura e a um registrador X-Y, conforme esquema mostrado na Figura 6.13. As variações na velocidade de resfriamento foram obtidas através das mudanças nos comprimentos dos corpos de prova. Após o aquecimento o corpo de prova foi deixado resfriar ao ar e em contato com o sistema de refrigeração do equipamento de solda. A avaliação da taxa de resfriamento obedeceu, neste caso, o mesmo critério geralmente adotado para os aços, ou seja, foi determinada considerando o resfriamento entre as temperaturas de 800-500°C. Além da determinação do ciclo térmico foram realizadas medidas de dureza ao longo de toda a superfície do corpo de prova. A Tabela 7.10 apresenta os resultados obtidos com a simulação.

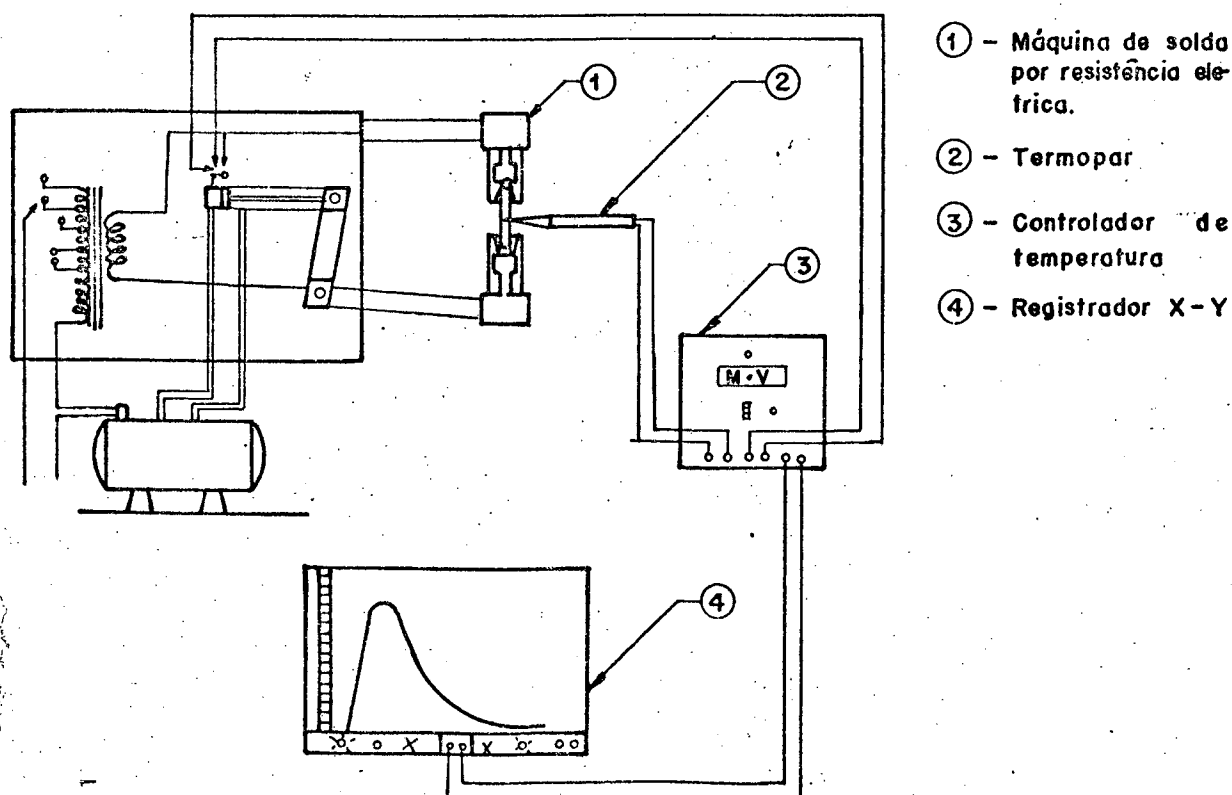


Fig. 6.13. Montagem experimental para a simulação de ciclos térmicos de soldagem.

Obtidos os corpos de prova, os mesmos foram seccionados no local de contato do termopar e preparados para análises metalográficas e medidas de dureza, objetivando verificar o comportamento da grafita.

A Figura 6.14 mostra como exemplo um ciclo térmico obtido para um corpo de prova ensaiado.

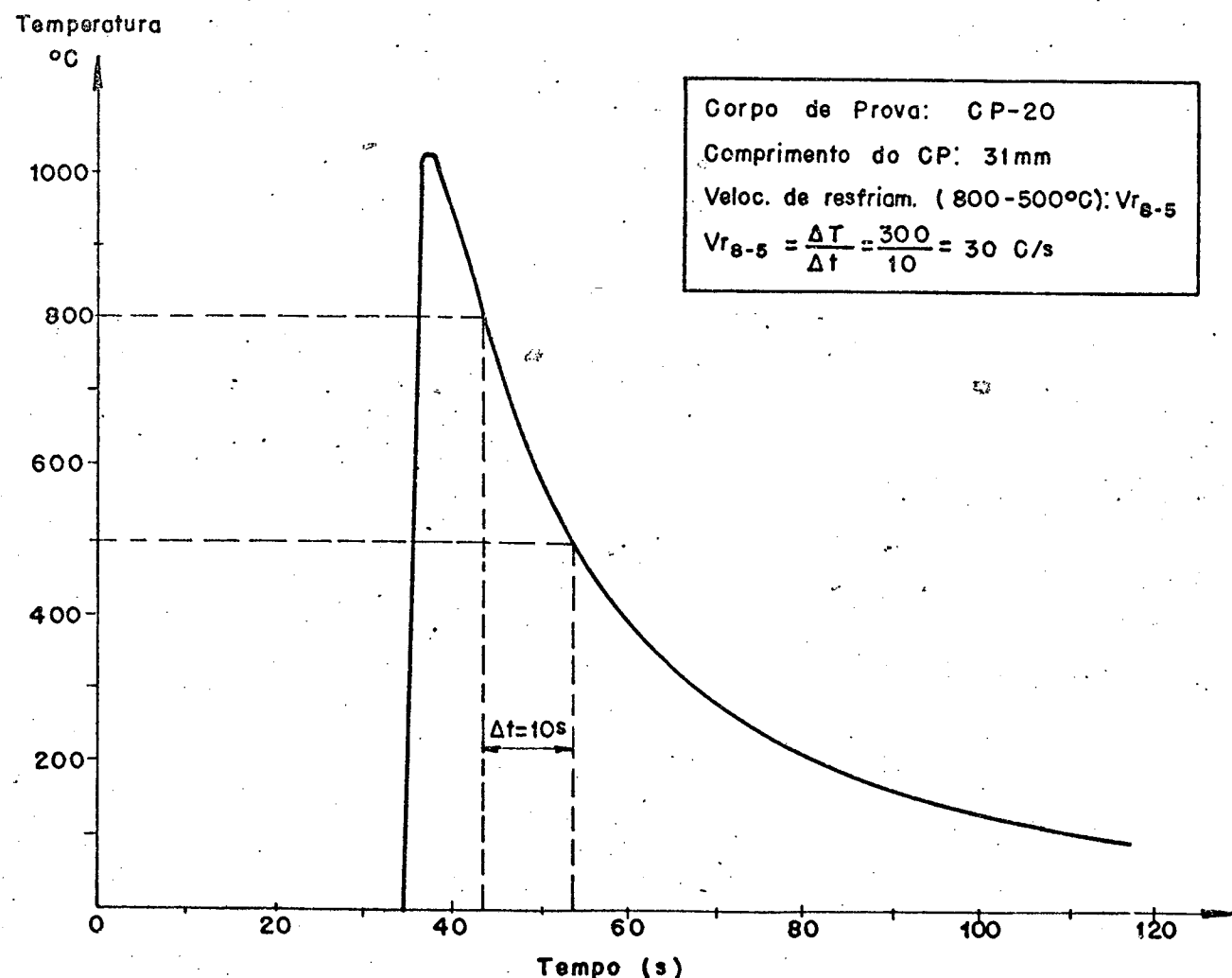


Fig. 6.14. Simulação do ciclo térmico de soldagem.

6.10 - Ensaio de Soldabilidade

Inicialmente foi proposto a realização de um teste de tração utilizando um chanfro em 1/2 V, garantindo a formação de uma ZAC linear de um lado do chanfro e permitindo com isso a

confeção de corpos de prova entalhados, conforme Figura 6.15. Tal entalhe garantiria, durante o ensaio de tração, o rompimento do corpo de prova nesta região, podendo assim avaliar em termos de ductilidade o comportamento dos eletrodos experimentais utilizados. Entretanto esta proposta encontrou grande dificuldade na realização da soldagem, em virtude da grande variação de espessura do chanfro, originando diferenças apreciáveis de velocidade de resfriamento que aliada a pequena ductilidade do material conduziam a inevitáveis formações de trincas na ZAC durante a execução do 1º passe (passe de raiz), mesmo utilizando todas as técnicas recomendadas: cordões curtos, alternados e martelados imediatamente após a soldagem para alívio de tensões e ainda com controle rigoroso da energia de soldagem. Outra opção verificada foi a realização da soldagem utilizando um chanfro em 1/2 V com um nariz maior (3-4 mm), Figura 6.16, porém não se conseguiu realizar a soldagem com a penetração necessária, muito embora não se tenha verificado a ocorrência de trincas.

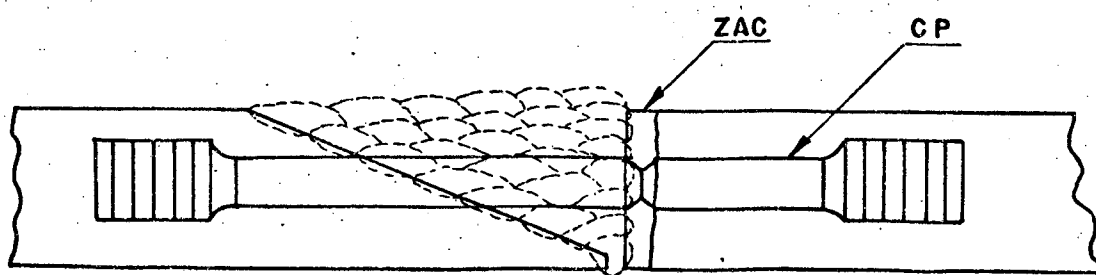


Fig. 6.15. Chanfro em 1/2 V

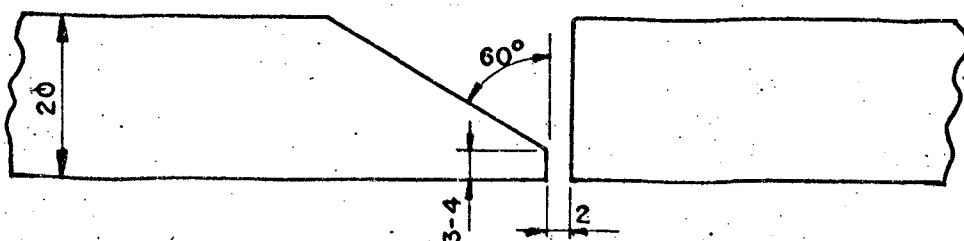


Fig. 6.16. Modificação introduzida.

Após várias tentativas, sem sucesso, optou-se então pela realização de um amanteigamento (buttering) na superfície chanfrada, utilizando os próprios eletrodos experimentais, Figura 6.17. Este procedimento garantiria a realização da soldagem sem haver o problema de ocorrência de trincas, pois os passes subsequentes seriam feitos sobre uma camada previamente depositada de Níquel-Ferro que absorveria em grande parte as deformações originadas, comportando assim em certo ponto como uma "almofada". Este procedimento foi adotado, porém novamente sem sucesso, já que a própria configuração do chanfro dificultava o acesso para o soldador, que não conseguia a movimentação necessária do eletrodo, trazendo em consequência a formação excessiva de mordeduras nos flancos dos cordões e ainda não conseguindo a penetração necessária dos mesmos no passe de raiz.

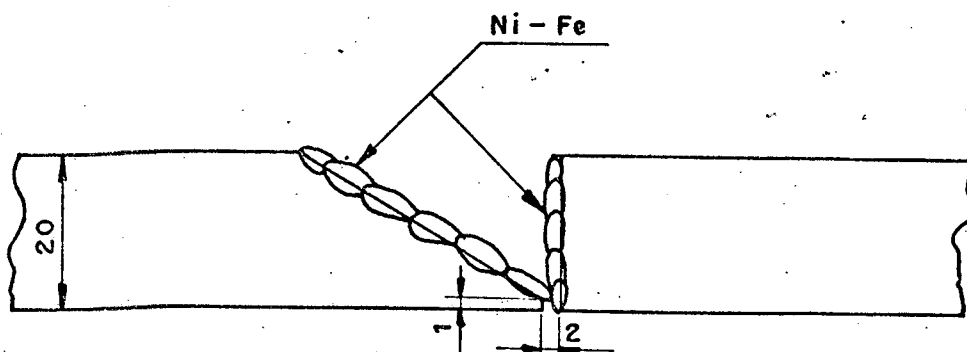


Fig. 6.17. Amanteigamento.

Assim, em virtude das dificuldades encontradas, a opção seria a modificação do chanfro para um tipo em V. Porém tal chanfro não atende aos objetivos fixados.

Diante destas circunstâncias houve a sugestão de realização de um teste de usinabilidade. Este teste consistiria do seguinte:

- realização de vários cordões de solda, sobre uma chapa de ferro fundido cinzento com condições de energia controladas,

utilizando os dois tipos de eletrodos experimentais;

- usinagem através de freza, torno ou plaina, do cordão de solda depositado;
- medição do desgaste da ferramenta após um certo tempo de operação;
- comparação do desgaste da ferramenta para os dois tipos de eletrodos utilizados.

O teste de usinabilidade ao medir o desgaste da ferramenta fornece informação referente a estrutura que por sua vez se relaciona com a dureza do material, não dando informações suficientes a respeito da dutibilidade do material. Por outro lado, para se comparar precisamente um tipo de eletrodo com outro é necessário que os cordões de solda depositados por ambos os eletrodos experimentais sejam realizados em condições totalmente idênticas e garantindo ainda a própria repetibilidade do teste. Ainda merece acrescentar que tal teste somente teria validade se fossem realizados um grande número de soldagem de maneira a garantir a representatividade dos resultados obtidos. Isto nos limitaria em termos de material disponível para a realização destes testes, não havendo compensação entre a quantidade de ensaios a serem realizados e o volume de informações obtidas.

Como o principal problema da soldabilidade do ferro fundido se refere as trincas ocasionadas durante a soldagem e induzidas principalmente pelo nível de tensões impostas aliada a baixa dutibilidade do material, pensou-se então em uma terceira possibilidade de realização dos testes que pudesse comparar os eletrodos, explorando justamente a característica de trincas ocasionadas durante a soldagem. A literatura nos mostra inúmeros en

saíes de soldabilidade para avaliação das trincas a frio em aços, causados pelo hidrogênio. A finalidade destes ensaios é analisar este fenômeno, e como os citados fatores: teor de hidrogênio, tensão, microestruturas e temperatura influenciam na formação e propagação destas trincas.

Apesar da existência de inúmeros ensaios de soldabilidade aplicados principalmente aos aços, pode-se afirmar que nenhum único ensaio ou combinação destes, representa o real comportamento da maioria das estruturas que utilizam solda como elo de união. Isto ocorre pois é muito difícil prever e, consequentemente medir as condições reais de restrição, fixação, tensão, temperatura, etc.

Entre os ensaios mais difundidos, existem os ensaios diretos por autorestrição tais como o Ensaio Tekken, Ensaio Leihigh e o de Severidade Térmica Controlada | 40 | podendo ser perfeitamente adaptáveis para se prever a formação de trincas em ferro fundido cinzento. Destes testes, o Ensaio Tekken é um método provavelmente eficiente para a comparação entre os dois tipos de eletrodos experimentais utilizados.

6.10.1 - Ensaio TEKKEN

O ensaio de autorestrição Tekken é um efetivo método para se determinar a susceptibilidade à ocorrência de trincas nos corpos de prova, tanto no metal de solda quanto na zona afetada pelo calor. Este teste tem sido amplamente utilizado devido a facilidade de elaboração, versatilidade, baixo custo e simplicidade para quantificar a porcentagem de trincas no material soldado. Em virtude disto, parece ser este teste suficientemente sensível para não somente diferenciar as várias classes de eletro-

dos, mas também para avaliar a influência de diferentes materiais base sobre as trincas no metal de solda (via diluição). Pode-se, entretanto, considerar que a maior limitação deste ensaio é o fato de não avaliar os níveis de tensões impostos à solda.

Os corpos de prova para o Ensaio Tekken são caracterizados por dois chanfrós com entalhe oblíquo e um chanfro parcial em V como mostrado na Figura 6.18, cuja geometria foi adaptada para o caso em questão. A junta é mantida sob consideráveis restrições após o preenchimento total dos espaços laterais (seção B-B'). Completada a restrição faz-se a deposição de um cordão sob condições controladas no espaço destinado para a solda de ensaio (seção A-A'). A avaliação do teste é feita pela verificação de ocorrência de trincas na zona afetada pelo calor ou zona fundida deste depósito, através de exames visuais ou ensaios não destrutivos tais como líquidos penetrantes ou radiografia.

6.10.1.1 - Metodologia utilizada

Foram realizados ensaios de soldabilidade de auto restrição Tekken para os eletrodos convencionais tipo B e sintéticos tipo A, soldados nas polaridades CC⁻ e CC⁺ respectivamente, conforme recomendação do fabricante. Os corpos de prova foram preparados de acordo com o chanfro mostrado na Figura 6.18. Como material base utilizaram-se chapas de ferros fundidos cinzentos FC-35 e FC-25, procurando com isto avaliar a influência dos eletrodos experimentais sobre a formação de trincas em diferentes materiais.

As soldagens de ensaio controlada foram realizadas procurando-se representar condições extremas de energia, conseguindo com isto uma faixa mais ampla de abrangência dos resulta-

dos. Em virtude da dificuldade no preenchimento do chanfro pelo soldador foi utilizado uma única velocidade de soldagem ($v_s = 3$ cm/min) que melhor se adaptava as suas características, possibilitando com isto a realização do tecimento do cordão, e consequentemente um cordão de solda com qualidade. As diferentes faixas de energia foram conseguidas através da variação na intensidade de corrente de soldagem. O comprimento de arco foi controlado diretamente pelo soldador..

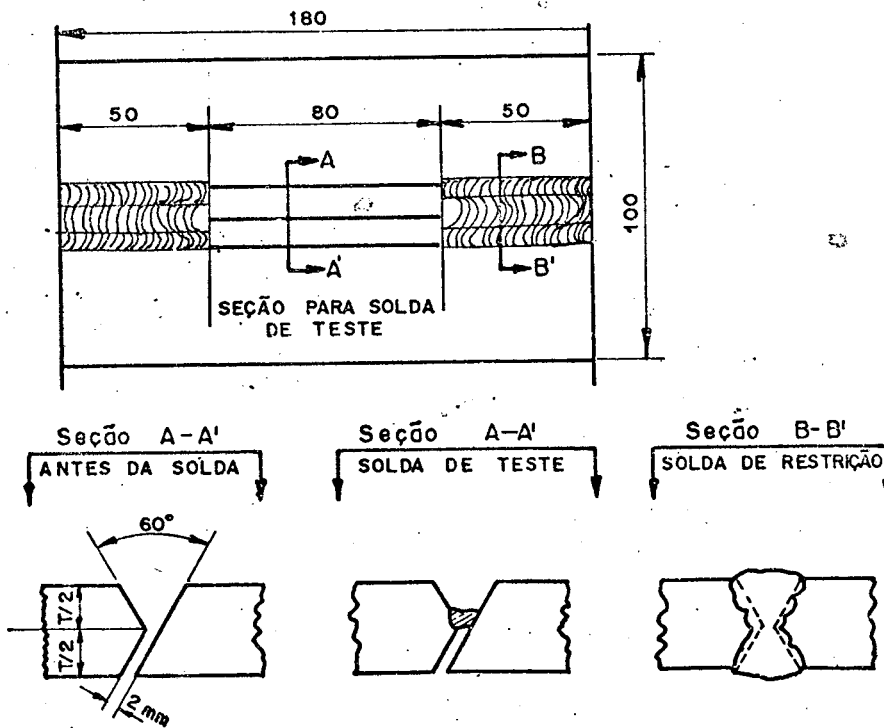


Fig. 6.18. Preparação dos corpos de prova para o ensaio de restrição Tekken [40].

A Tabela 6.5 especifica as condições de soldagem. É importante observar que a energia de soldagem foi determinada pela utilização da equação 5.7.

Após soldados foram os corpos de prova inspecionados consecutivamente por exames visuais, líquidos penetrantes e

posteriormente radiografados em toda a extensão da solda de ensaio tentando verificar a presença de trincas nestas regiões. Em seguida foram seccionados em locais selecionados e preparados para análises metalográficas, cujos resultados serão posteriormente analisados.

Tab. 6.5. Condições de soldagem estabelecidas para o ensaio de auto-restrrição Tekken.

CP	Material Base	Espessura	Tipo de Eletrodo	Velocidade de Soldagem	Corrente	Tensão	Energia
—	—	mm	—	cm/min	A	V	KJ/cm
B01	FC-25	15	B	4	87	23	30,0
B02	FC-25	15	B	3	105	22	46,2
B1	FC-35	20	B	3	87	21	36,5
B2	FC-35	20	B	3	105	22	46,2
A01	FC-25	15	A	3	87	22	38,3
A1	FC-35	20	A	3	87	24	41,8
A2	FC-35	20	A	3	112	24	53,8

CAPÍTULO VII

APRESENTAÇÃO DOS RESULTADOS

7.1 - Introdução

Neste capítulo serão apresentados os resultados obtidos ao seguir a metodologia experimental anteriormente descrita, bem como os gráficos advindos destes resultados, permitindo com isto uma melhor interpretação dos dados.

7.2 - Simples deposição de soldagem

As tabelas e figuras relacionados a seguir especificam para cada tipo de eletrodo os resultados obtidos para as características operacionais originados dos testes de simples deposição de soldagem e realizados conforme condições estabelecidas na Tabela 6.3.

7.2.1 - Tensão de soldagem

A Tabela 7.1 apresenta os valores médios de tensão de soldagem obtidos para os eletrodos experimentais, cujos perfis de variações estão mostrados na Figura 7.1.

7.2.2 - Produção específica

A Tabela 7.2 relaciona os valores da produção específica (P/I) obtidos para os eletrodos experimentais, cujas variações são mostrados na Figura 7.2.

7.2.3 - Consumos específicos

A Tabela 7.3 apresenta os resultados obtidos para

os consumos específicos real e convencional dos eletrodos experimentais, cujas variações são mostradas nas Figuras 7.3 e 7.4 respectivamente.

7.2.4 - Rendimentos de deposição

O rendimento de deposição é derivado da relação produção e consumo ($\eta = P/C$). A Tabela 7.4 apresenta os valores médios de rendimentos de deposição real e convencional obtidos para os eletrodos experimentais nas diversas condições de soldagem, cujos comportamentos são mostrados nas Figuras 7.5 (rendimento real) e 7.6 (rendimento convencional).

7.2.5 - Áreas da ZAC e ZF e respectivas durezas

As Tabelas 7.5, 7.6 e 7.7 apresentam as áreas da ZAC e ZF para os eletrodos experimentais utilizados, soldados nas polaridades CC⁺, CC⁻ e CA respectivamente, bem como a energia de soldagem para cada condição. Baseado nestes resultados pode-se determinar o perfil de variação das áreas da ZAC e ZF em função da variação da energia de soldagem para cada eletrodo experimental, conforme mostrado nas Figuras 7.7 (área da ZAC x Energia) e 7.8 (área da ZF x energia).

As mesmas tabelas apresentam ainda os níveis de dureza Vickers (HV-10) para a zona fundida e zona intermediária entre a zona afetada pelo calor e a zona parcialmente fundida, medidos conforme mostrado na Figura 6.10. Na Figura 7.9 pode-se observar o perfil de variação de dureza da zona intermediária em função da energia de soldagem utilizada para os eletrodos soldados na polaridade CC⁺.

7.2.6 - Resultados obtidos para a estabilidade do arco

A Tabela 7.8 apresenta os valores médios obtidos para a tensão e corrente (máximos e mínimos) medidos para 54 leituras realizadas, cujos resultados globais estão contidos no Anexo II. De posse desses valores e do tempo médio gasto desde zero até a reignição do arco é possível determinar o índice de estabilidade para os semiciclos positivo e negativo, cujos resultados são mostrados na Tabela 7.9.

7.3 - Resultados Obtidos com a Simulação de Ciclos Térmicos de Soldagem

Como descrito anteriormente (seção 6.2), foram obtidos no dispositivo de simulação de ciclos térmicos adaptado, diversos corpos de prova que preenchem uma ampla faixa de velocidades de resfriamento medidas entre 800-500°C (vr 8-5) e julgadas satisfatórias. Estes corpos de prova foram seccionados transversalmente no ponto onde se localizava o termopar e em seguida preparados para análises metalográficas. Foram feitas medidas de dureza Vickers (HV-10) ao longo de toda a superfície dos corpos de prova, cujos resultados estão contidos na Tabela 7.10.

De posse desses resultados é possível verificar o comportamento do nível de dureza em função da velocidade de resfriamento entre 800-500°C para os corpos de prova simulados, cujo perfil é mostrado na Figura 7.10.

Tab. 7.1. Tensões Média de Soldagem.
(Valores em Volts).

Tipo de Eletrodo Parâmetros	A		B		C		D		E		F
	90	110	90	110	90	110	90	110	90	110	110
Corrente -A-											
CC+	24,9	22,3	25,1	28,8	22,8	22,5	23,6	25,5	28,6	31,0	—
CC-	21,0	21,5	20,0	21,0	—	—	—	—	—	—	15,5
CA	—	24,1	—	35,7	—	28,8	—	27,4	—	30,0	—

Tab. 7.2. Produção específica média (kg/hA) Valores: $\times 10^{-3}$

Tipo de Eletrodo Parâmetros	A		B		C		D		E		F
	90	110	90	110	90	110	90	110	90	110	110
Corrente -A-											
CC+	7,23	7,05	7,80	8,39	7,13	7,20	6,39	6,05	5,24	6,16	—
CC-	5,09	5,33	3,41	3,15	—	—	—	—	3,21	—	3,39
CA	—	4,48	—	5,80	—	2,72	—	4,64	—	3,71	—

Tab. 7.3. Consumo específico médio (Convencional e real) para os eletrodos (kg/hA). Valores: $\times 10^{-3}$

Tipo de Eletrodo \ Parâmetros	Corrente	CC+		CC-		CA	
	A	Conv.	Real	Conv.	Real	Conv.	Real
A	90	3,93	9,69	2,68	6,96	-	-
	110	3,75	9,69	2,75	7,33	2,35	6,01
B	90	8,65	13,10	3,39	5,19	-	-
	110	9,36	14,32	3,17	4,93	5,44	8,33
C	90	4,15	9,69	-	-	-	-
	110	4,13	9,65	-	-	-	4,21
D	90	4,41	10,00	-	-	-	-
	110	4,58	9,75	-	-	3,10	6,62
E	90	6,11	10,67	3,17	5,52	-	-
	110	6,00	10,50	-	-	3,65	6,44
F	110	-	-	2,71	1,30	-	-

Tab. 7.4. Rendimentos médios de deposição (Convencional e real). Valores em %.

Tipo de Eletrodo \ Parâmetros	Corrente	CC+		CC-		CA	
	A	Conv.	Real	Conv.	Real	Conv.	Real
A	90	189,1	74,6	183,2	72,9	-	-
	110	188,0	72,8	193,1	72,7	190,7	74,6
B	90	93,1	61,5	100,4	65,6	-	-
	110	89,8	58,6	99,5	64,4	106,6	69,6
C	90	171,8	73,5	-	-	-	-
	110	174,9	74,7	-	-	149,6	64,4
D	90	137,6	64,8	-	-	-	-
	110	131,8	62,0	-	-	149,9	70,2
E	90	85,7	49,1	101,0	58,1	-	-
	110	102,1	58,4	-	-	104,4	59,2
F	110	-	-	97,7	72,3	-	-

Tab. 7.5: Áreas da ZAC e ZF (mm²) e respectivas durezas (Hv10) e desvios padrões (σ) - Polaridade CC⁺

Tipo de Eletrodo	Parâmetros	Corrente	Energia	ZAC			ZF		
		A	KJ/cm	mm ²	Hv10	σ	mm ²	Hv10	σ
A	90		19,3	23,4	549	52	34,0	282	19
			10,8	10,6	512	50	19,0	340	11
			7,9	10,1	526	71	19,0	345	8
			6,3	6,9	570	43	12,0	342	6
	110		19,8	22,7	485	46	39,4	217	19
			9,1	11,1	527	67	18,2	275	9
B	90		18,9	11,3	520	41	28,1	175	19
			11,1	8,1	528	62	20,9	170	11
			7,9	5,6	521	56	10,9	212	8
			6,4	4,6	501	51	7,7	194	6
	110		25,5	20,8	453	57	43,0	152	26
			11,8	12,3	503	78	14,8	250	12
C	90		17,2	19,6	514	36	23,1	188	17
			10,1	10,8	632	82	13,8	310	10
			7,1	7,9	521	64	12,1	331	7
			6,0	6,1	546	35	9,7	355	6
	110		21,2	36,0	495	53	55,0	210	21
			8,7	9,8	529	50	16,2	336	9
D	90		18,1	20,3	529	53	29,3	189	18
			11,3	9,4	487	45	12,8	255	11
			7,5	7,1	428	69	11,1	238	8
			5,8	6,3	508	65	7,5	286	6
	110		24,0	28,0	447	33	41,0	192	24
			9,9	12,2	602	76	14,3	215	10
E	90		22,0	21,3	525	75	20,9	473	22
			13,3	14,3	582	81	15,4	458	13
			8,9	13,4	541	52	13,9	374	9
			7,0	7,7	546	49	8,3	341	7
	110		28,3	33,2	563	65	31,4	682	28
			12,4	14,3	565	47	18,1	473	12

Tab. 7.6. Áreas da ZAC e ZF (mm^2) e respectivas durezas (HV10) e desvios padrões (σ) - Polaridades CC-

Tipo de Eletrodo	Parâmetros	Corrente	Energia	ZAC			ZF		
		A	KJ/cm	mm^2	Hv10	σ	mm^2	Hv10	σ
B	90		8,8	7,1	563	48	11,8	275	9
			4,7	4,2	569	46	8,6	308	5
	110		10,7	8,0	573	87	13,3	267	11
			6,6	7,0	549	78	8,8	305	7
F	110		8,3	7,8	574	59	14,6	220	8
			4,8	5,4	549	66	9,1	308	5

Tab. 7.7. Áreas da ZAC e ZF (mm^2) e respectivas durezas (HV10) e desvios padrões (σ) - 110 A-CA

Tipo de Eletrodo	Parâmetros	Energia	ZAC			ZF		
		KJ/cm	mm^2	Hv10	σ	mm^2	Hv10	σ
A		14,2	10,8	488	78	16,9	360	14
B		20,5	13,7	481	75	24,0	216	20
C		18,2	9,6	535	37	19,7	336	18
D		16,4	11,0	531	57	21,3	322	16
E		17,3	16,1	548	49	18,5	549	17

Tab. 7.8. Valores médios para tensão e corrente medidos para 54 pontos.

Tipo de Eletrodo	TENSÃO				CORRENTE			
	V _{max}	σ	V _{min}	σ	I _{max}	σ	I _{min}	σ
A	23,34	5,41	-21,91	5,72	19,91	2,54	-12,87	2,68
B	26,10	7,55	-28,12	7,73	23,90	4,50	-24,51	3,81
E	28,87	6,06	-25,05	6,00	33,50	3,63	-26,17	3,18

Tab. 7.9. Parâmetros medidos e índice de estabilidade calculada para 54 pontos.

Tipo de Eletrodo	V ₁ ⁺	t ₁ ⁺	I ₁ ⁺	V ₁ ⁻	t ₁ ⁻	I ₁ ⁻	B ⁺	B ⁻
A	23,34	0,0005	19,91	21,91	0,0004	12,87	1706,17	1470,33
B	26,10	0,0007	23,90	23,90	0,0008	24,51	1308,04	1089,62
E	28,87	0,0009	33,50	25,05	0,0008	26,17	1289,19	1204,93

Tab. 7.10. Resultados obtidos com a simulação.

CP	t_{r8-5}	v_{r8-5}	Dureza	Desvio Padrão	T_{max}
-	seg.	°C/s	Hv10	-	°C
1	45,8	6,6	320	9,4	1031
2	41,3	7,3	326	18,7	980
3	33,7	8,9	350	15,4	1149
4	28	10,7	244	5,3	1038
5	25	12	375	7	10,50
6	21,7	14	338	11,9	1100
7	20	15	363	18,9	860
8	18,5	16,2	464	55,5	1170
9	17,1	17,5	388	17	1083
10	16,5	18,2	470	26	917
11	14,9	20	418	29,3	1025
12	14	21,4	429	20,1	987
13	11,8	25,5	472	30	1182
14	10	30	509	25,5	1026
15	8,6	35	532	16	994
16	6,8	44,4	560	35,7	1005
17	6,5	46	587	49,5	936
18	3,3	92,3	584	45,8	942

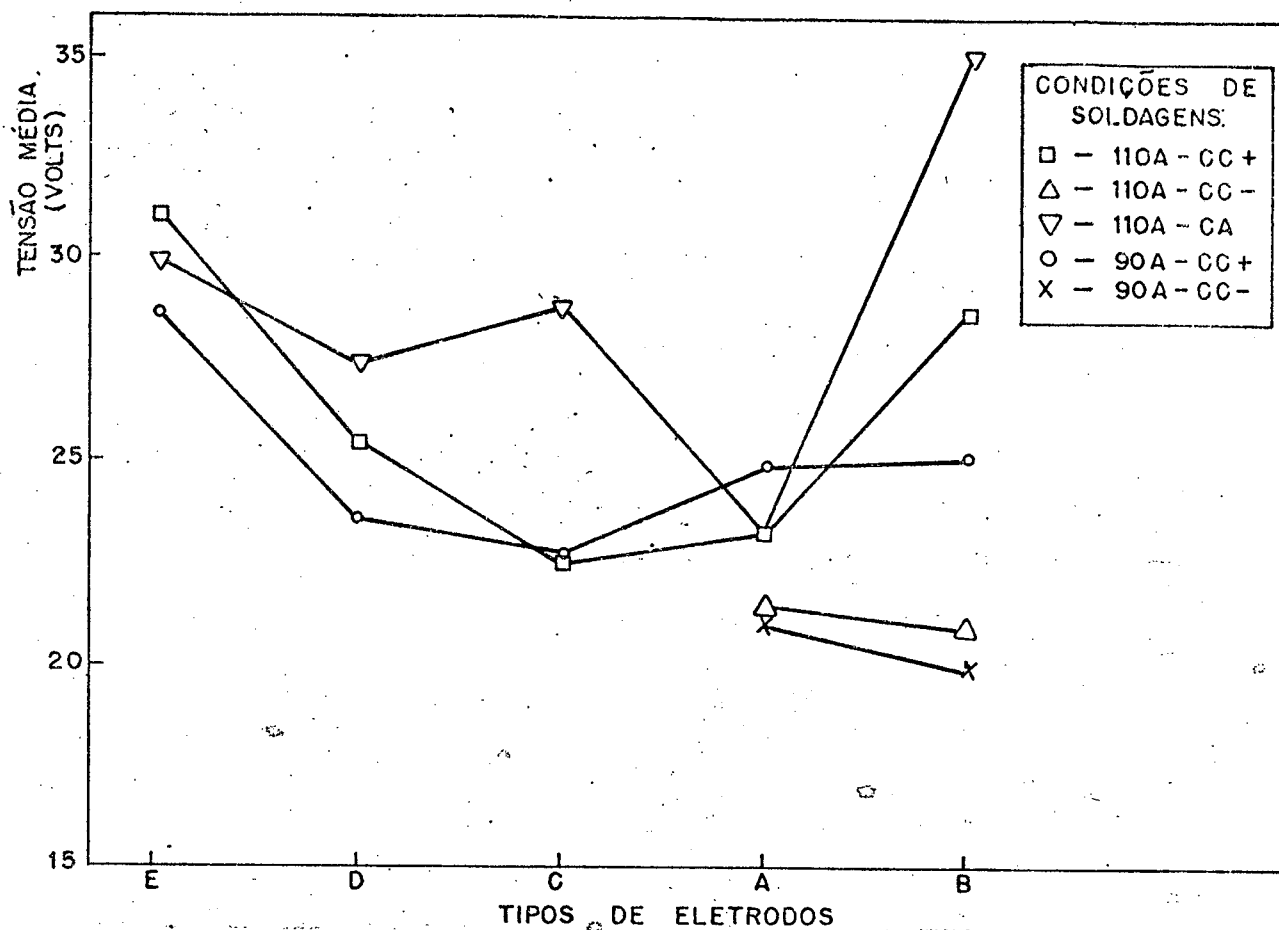


Fig. 7.1. Comportamento da tensão de soldagem para os eletrodos.

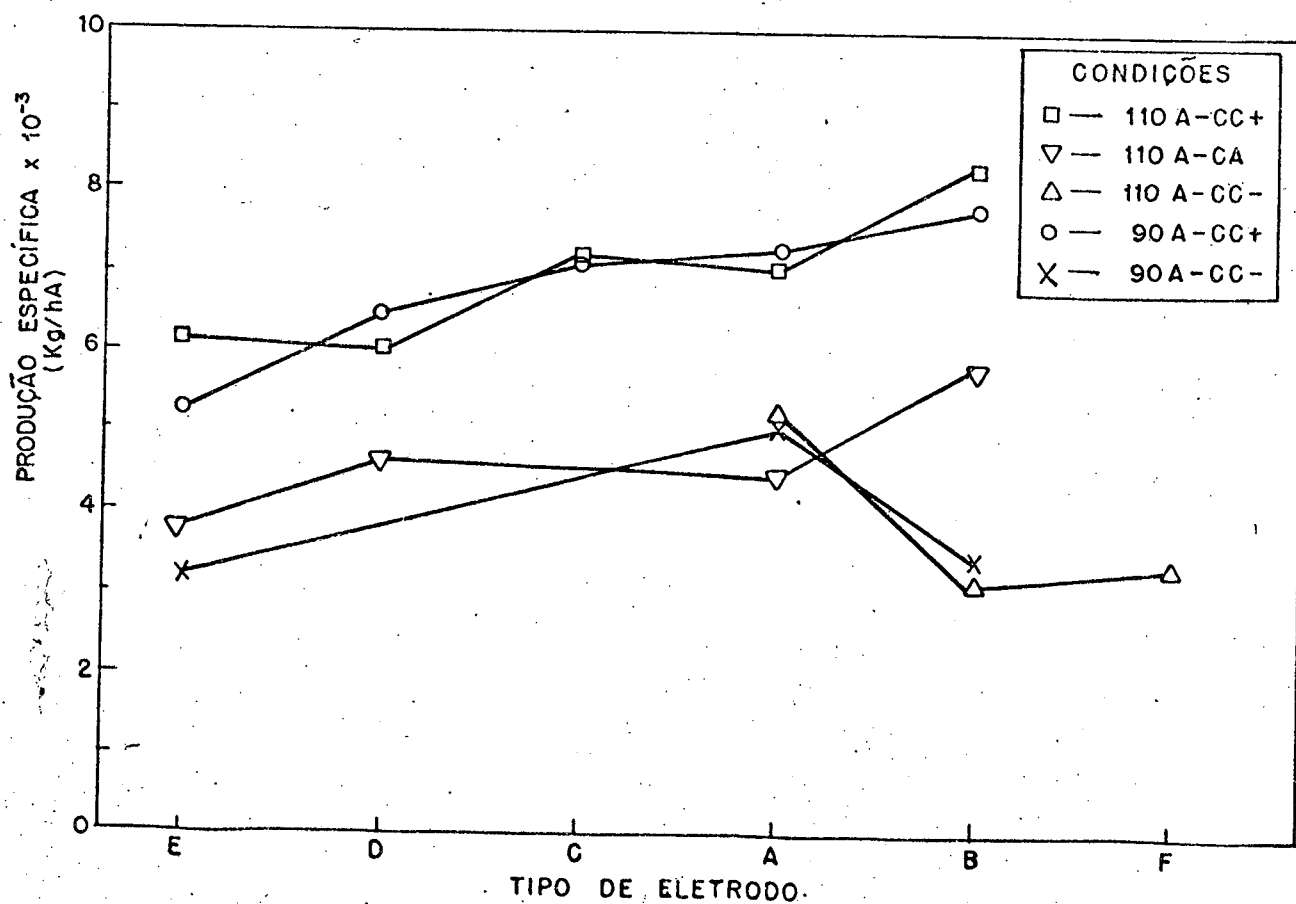


Fig. 7.2. Produção específica para os eletrodos experimentais.

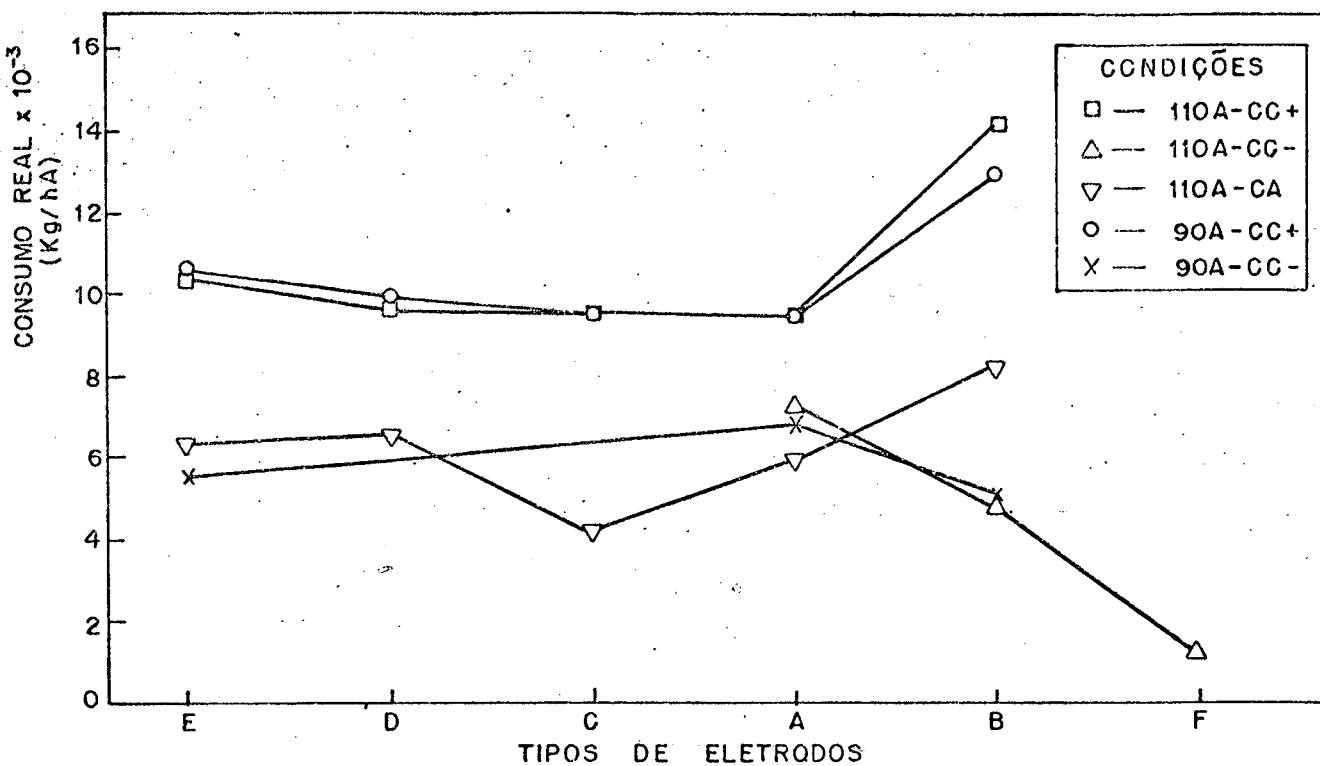


Fig. 7.3. Consumo específico real para os eletrodos experimentais

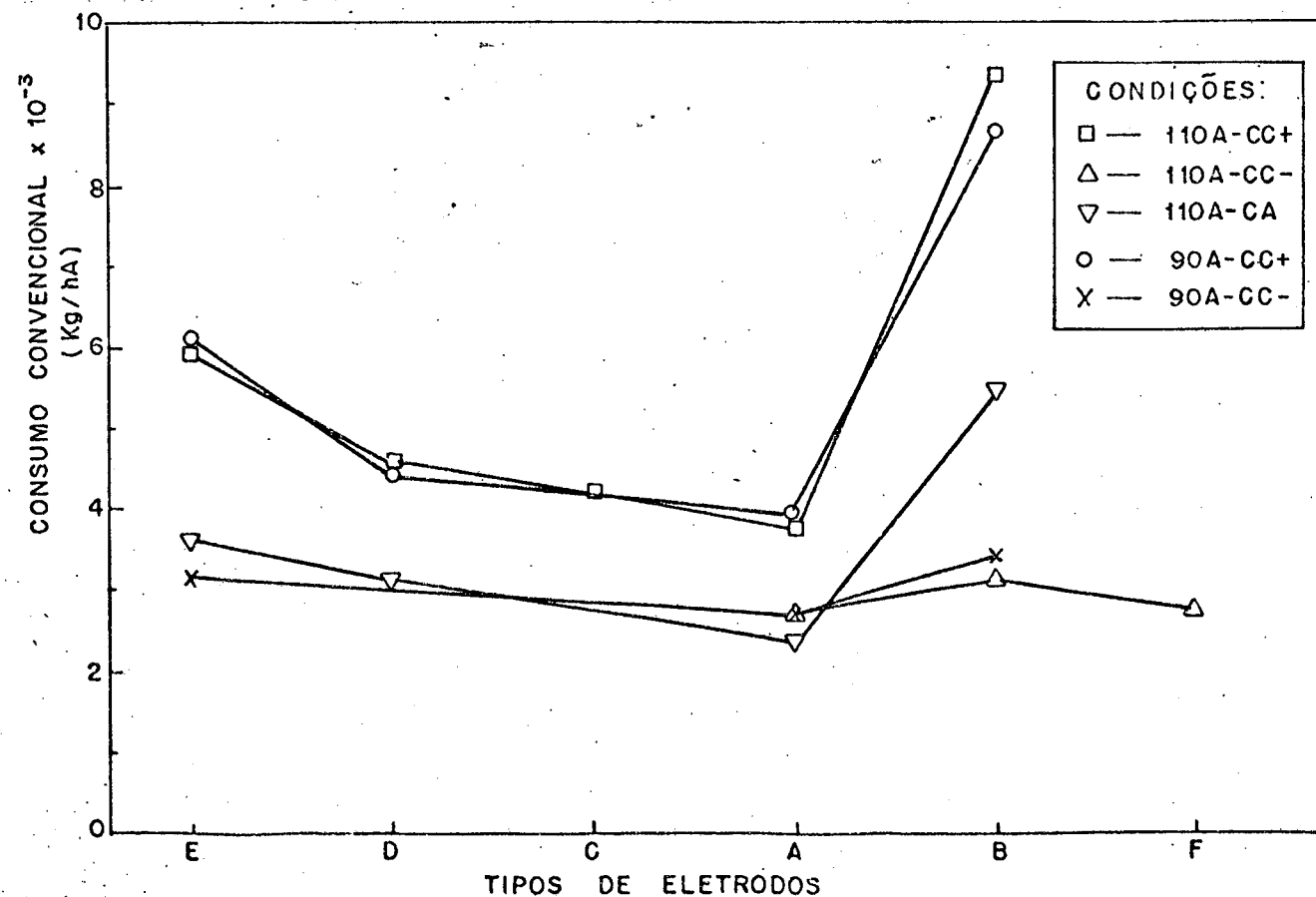


Fig. 7.4. Consumo específico convencional para os eletrodos experimentais.

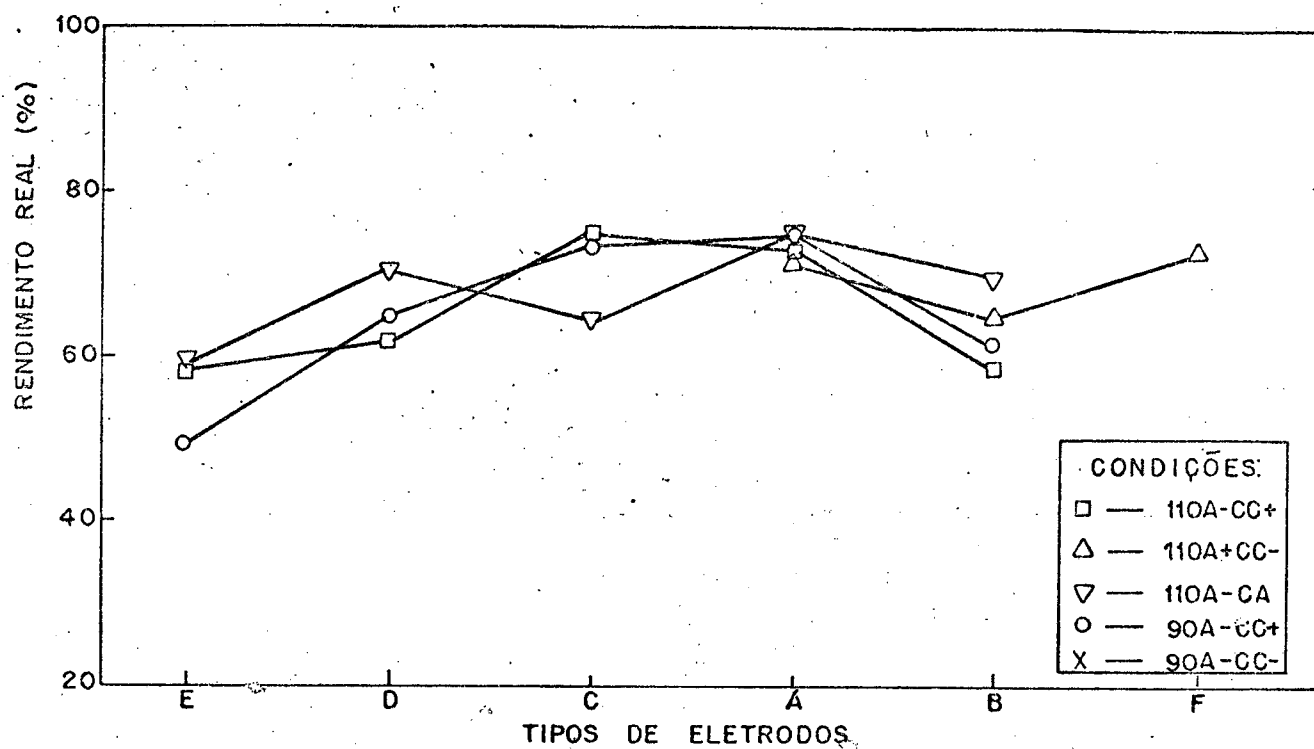


Fig. 7.5. Perfil de rendimentos reais para os eletrodos experimentais.

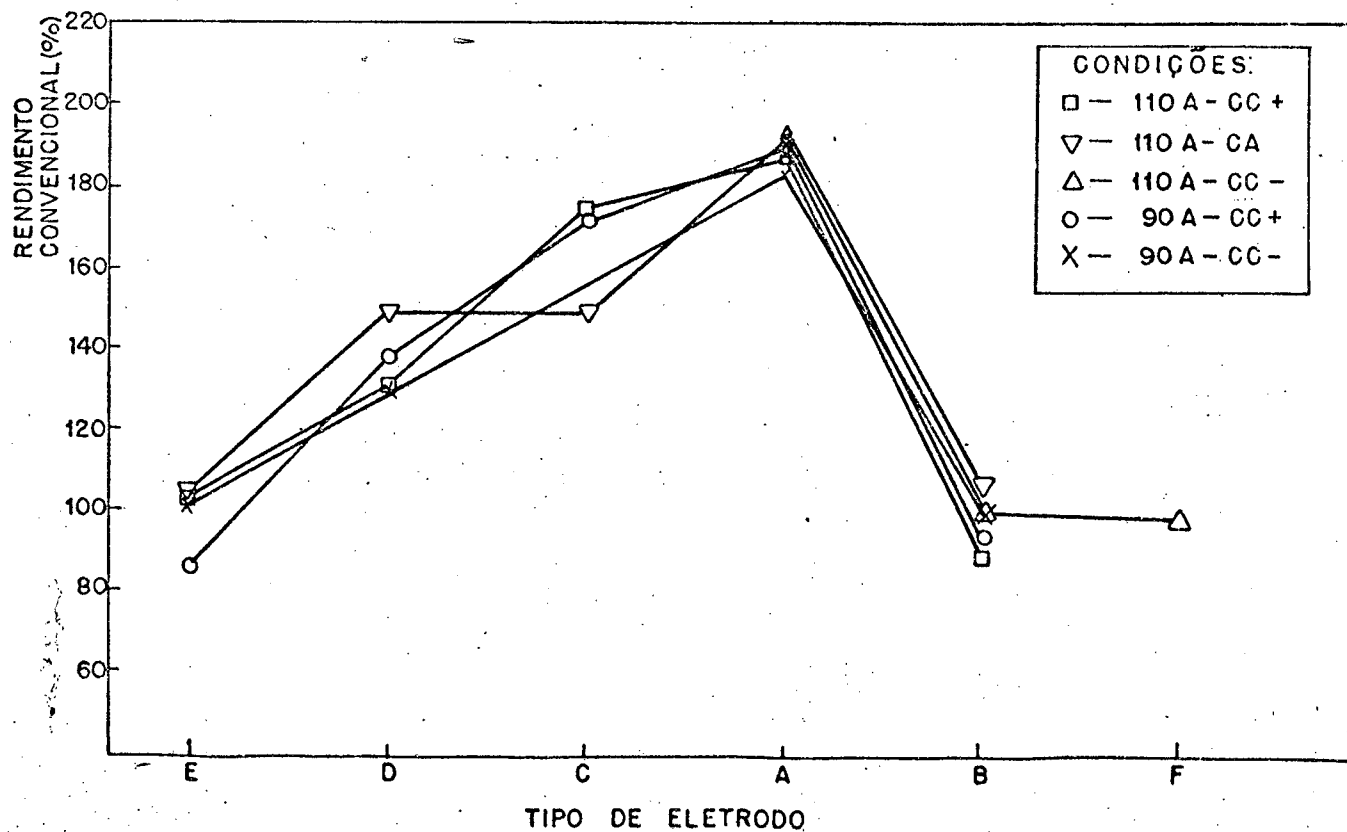


Fig. 7.6. Perfil de rendimentos convencionais para os eletrodos experimentais

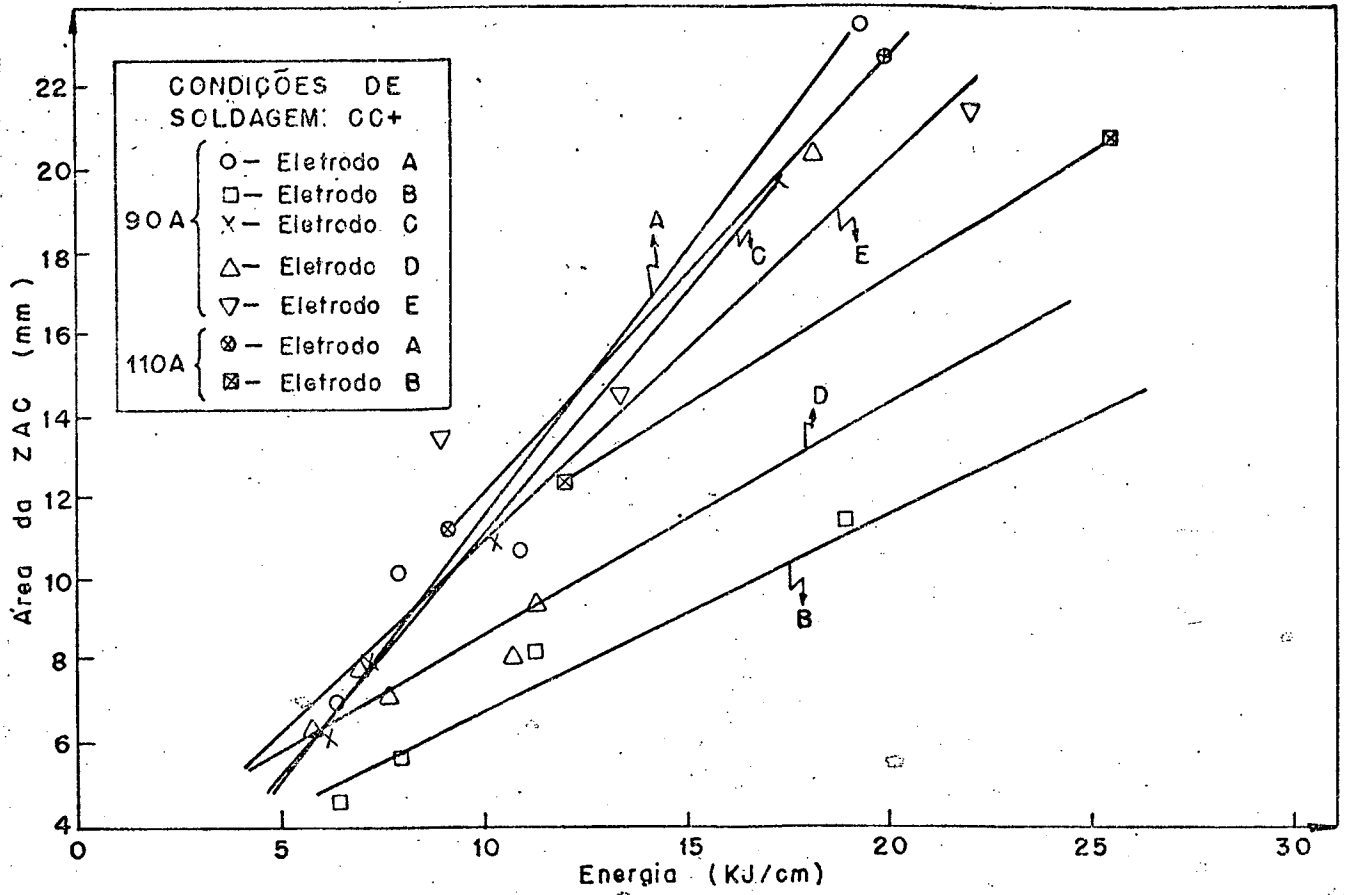


Fig. 7.7. Perfil de variação da área da ZAC em função da energia de soldagem utilizada para os eletrodos experimentais.

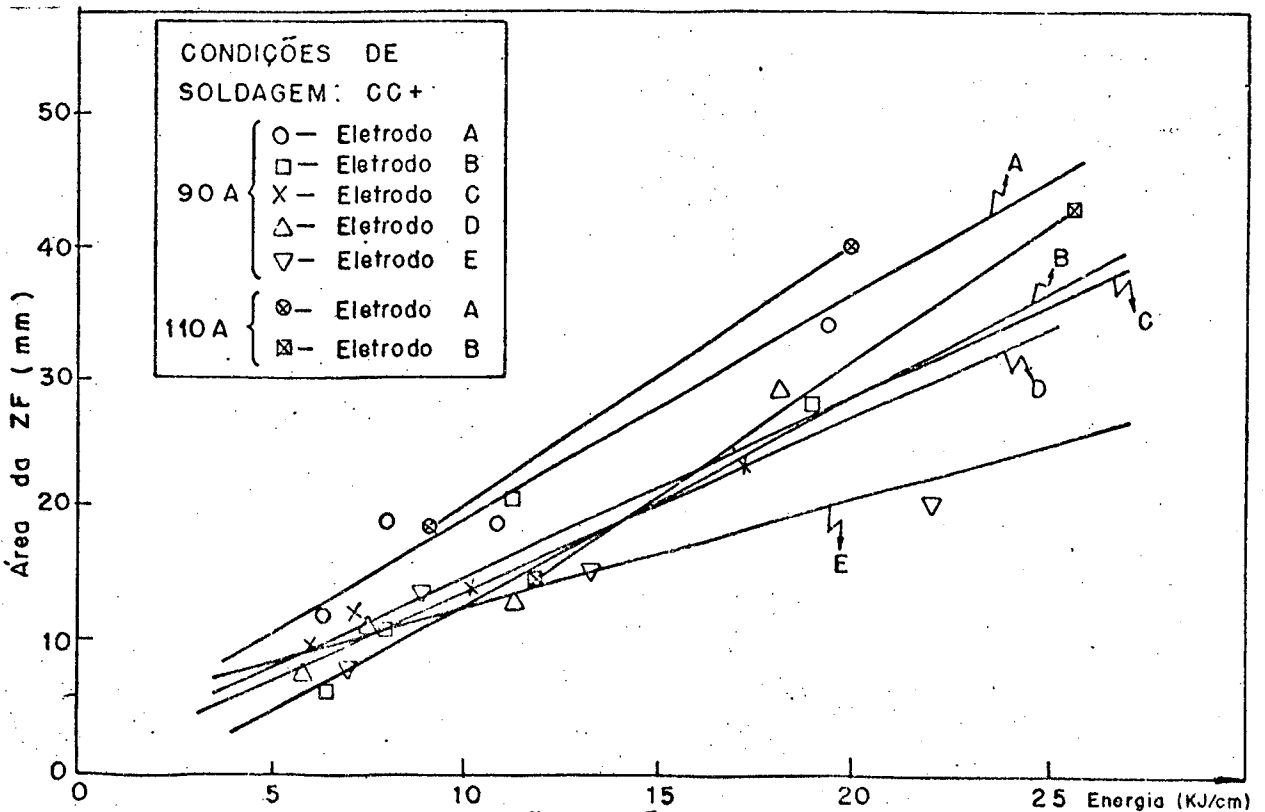


Fig. 7.8. Perfil de variação da área da ZI em função da energia de soldagem utilizada para os eletrodos experimentais.

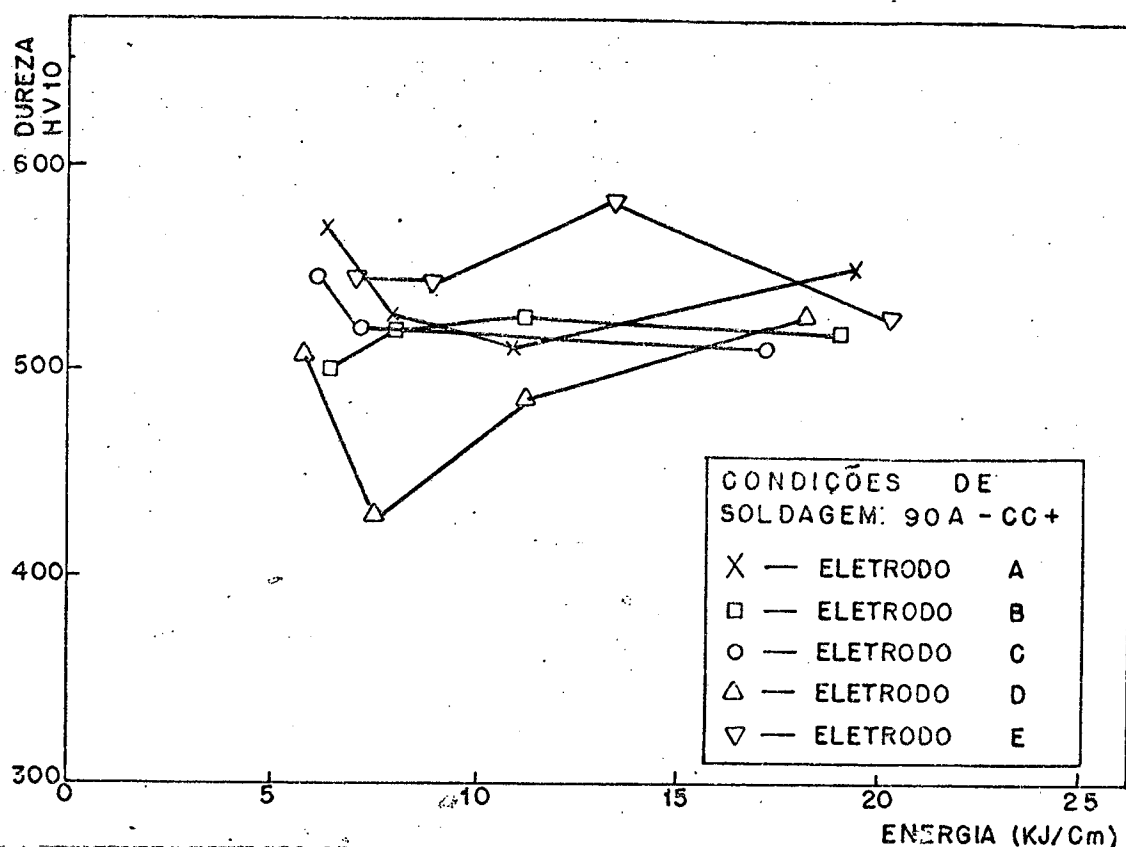


Fig. 7.9. Variação de dureza entre a ZAC e a zona parcialmente fundida em função da energia de soldagem.

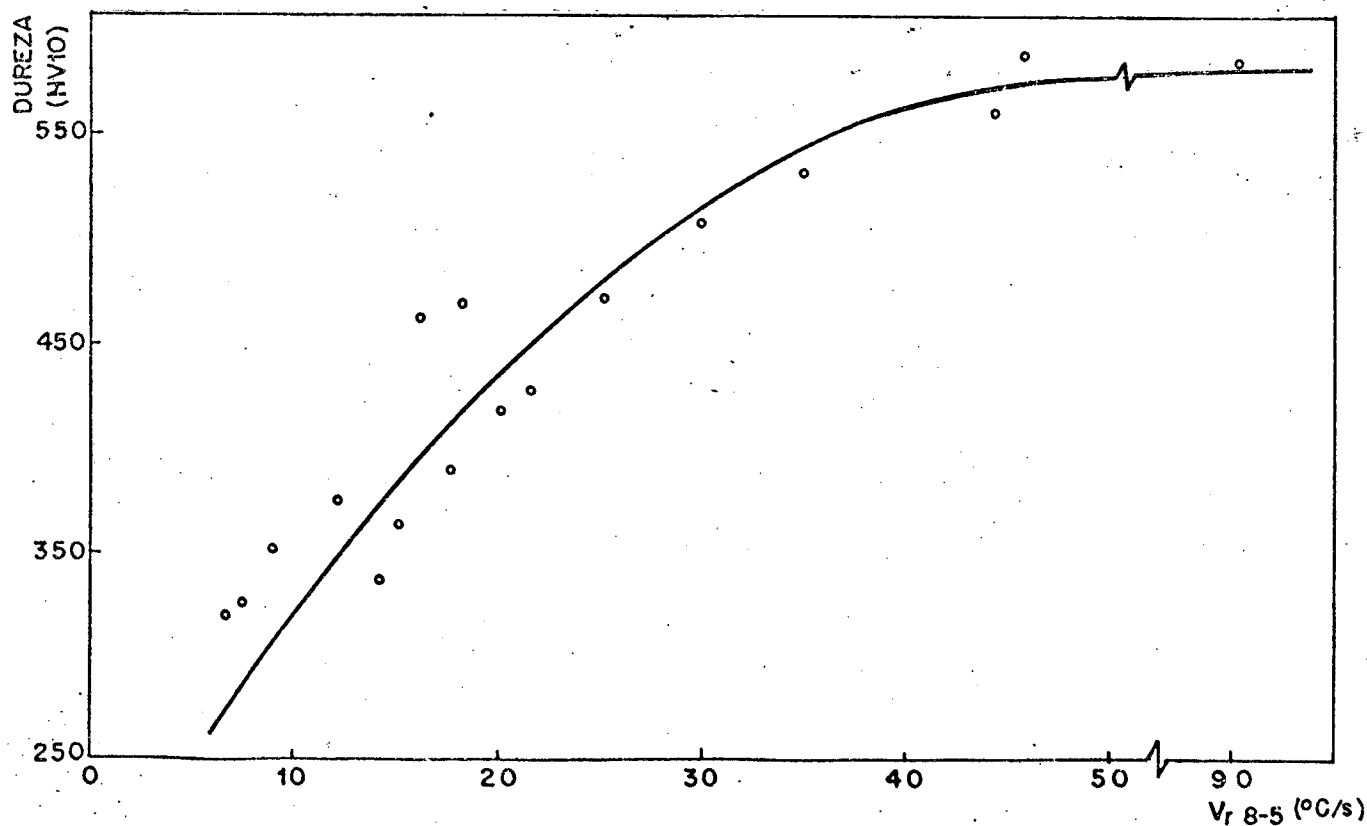


Fig. 7.10. Variação da dureza com a velocidade de resfriamento 800-500°C obtidos na simulação.

7.4 - Resultados obtidos no ensaio de soldabilidade

Conforme condições estabelecidas na tabela 6.5 e procedimentos descritos no item 6.10.1, os seguintes resultados expressos na tabela 7.11 foram obtidos.

Tab. 7.11: Resultados do ensaio Tekken (Solda de controle).

CP	Energia KJ/cm	Caracterização por Radiografia, Líquidos penetrantes e metalografia
B02	46,2	Ocorrência de porosidades
B1	36,5	Trincas na ZAC e porosidades (Figura 7.10)
B2	46,2	Presença de poucas porosidades
A01	38,3	Ocorrência de porosidades
A1	41,8	Ocorrência de porosidades, falta de fusão e trincas na ZF (Figura 7.11)
A2	53,8	Ocorrência de porosidades vermiculares

A Tabela 7.12 apresenta as observações da caracterização microestrutural da ZL dos corpos de prova soldados, enquanto a Tabela 7.13 expressa os resultados obtidos na medição de dureza na ZF, ZL e ZAC para estes corpos de prova.

Tab. 7.12. Caracterização microestrutural dos corpos de prova Tekken.

CP	Energia	Característica microestrutural predominante
B01	30,0	G, P, L, M (Figura 7.13)
B02	46,2	P, M, L, G (Figura 7.14)
B1	36,5	L, P, M (grande quantidade), G (poucas) (Figura 7.15)
B2	46,2	P (predominante) e L (Figura 7.16)
A01	38,3	P, L, G, M (Figura 7.17)
A1	41,8	P, G, L (Figura 7.18)
A2	53,8	L, P (Figura 7.19)

Código: G - grafita em veio não dissolvida

L - Ledeburita

M - Martensita

P - Grafita precipitada em blocos, provavelmente perlíticos

Tab. 7.13. Dureza da ZF, ZL e ZAC dos corpos de prova Tekken.

CP	Energia	Durezas (HV5)		
	KJ/cm	ZF	ZL	ZAC
B01	30,0	-	354	-
B02	46,2	-	322	-
B1	36,5	215	480	358
B2	46,2	192	470	331
A01	38,3	-	391	-
A1	41,8	204	460	352
A2	53,8	193	440	377

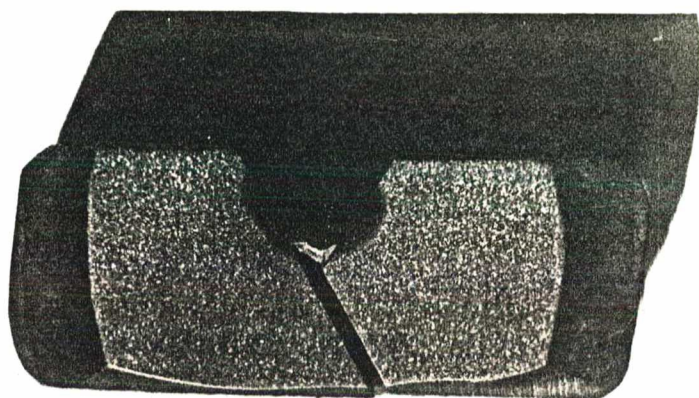


Fig. 7.11. Macrografia do CP B1 mostrando a presença de trinca na ZL.

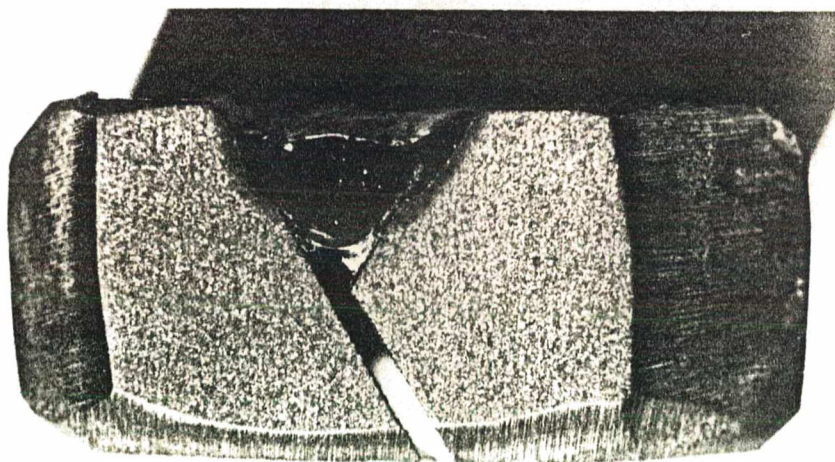


Fig. 7.12. Macrografia do CP A1, mostrando a presença de trinca na ZF.

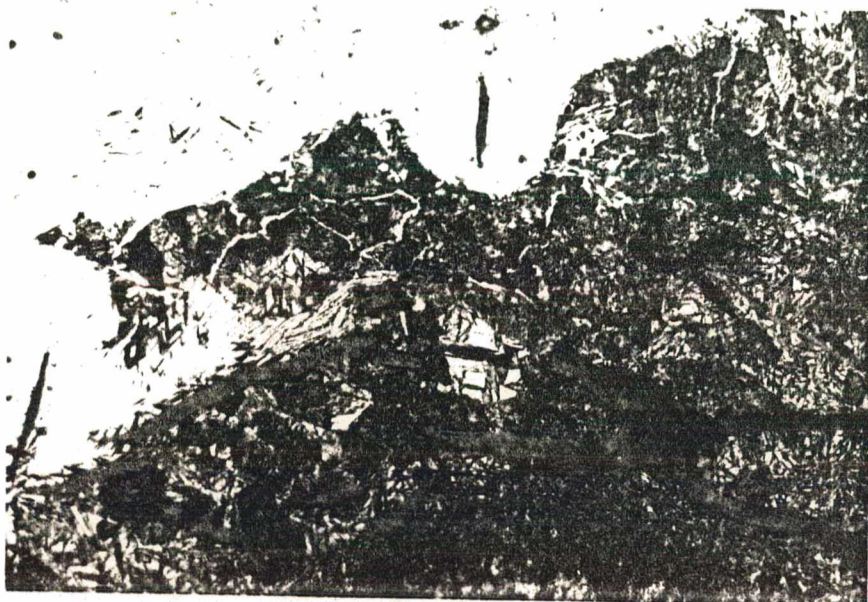


Fig. 7.13. Característica microestrutural para o CP B01.

690 x - Nital 2%

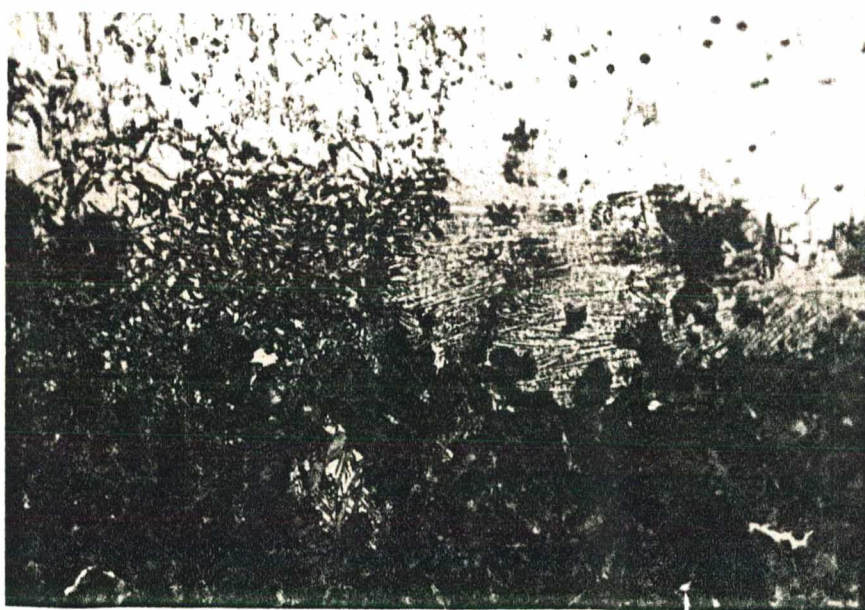


Fig. 7.14. Característica microestrutural para o CP B02.

690 x - Nital 2%

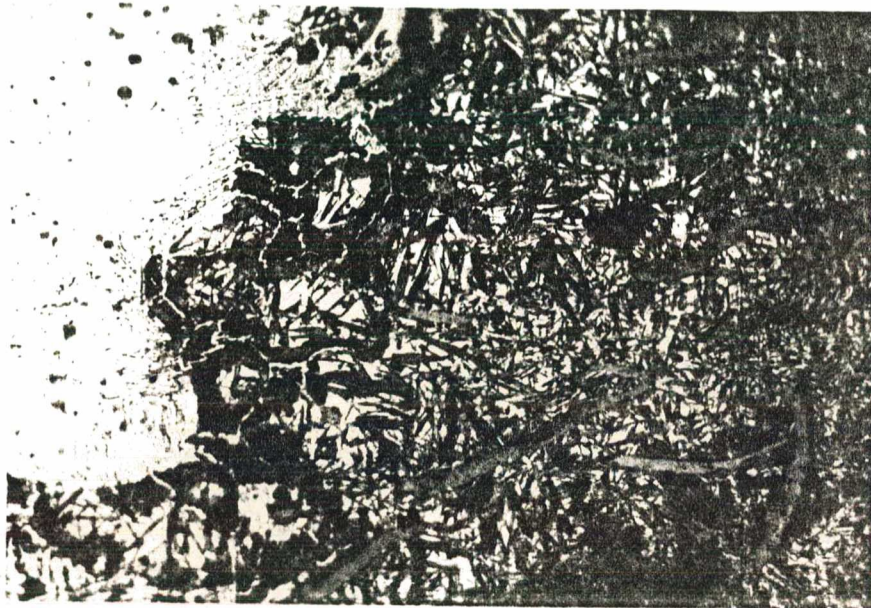


Fig. 7.15. Característica microestrutural para o CP B1
690 x - Nital 2%



Fig. 7.16. Característica microestrutural para o CP B2
690 x - Nital 2%



Fig. 7.17. Característica microestrutural para o CP A01.
690 x - Nital 2%



Fig. 7.18. Característica microestrutural para o CP A1.
690 x - Nital 2%

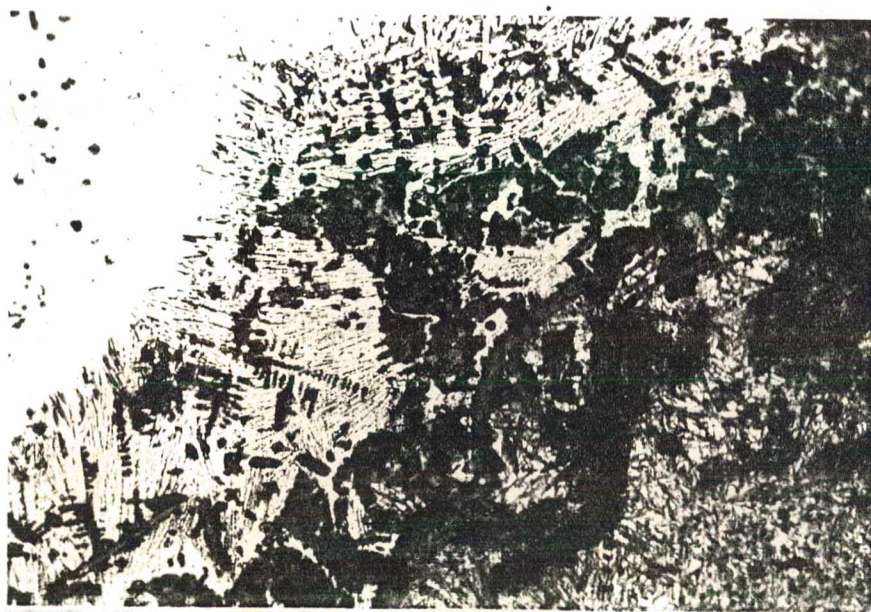


Fig. 7.19. Característica microestrutural para o CP A2.
690 x - Nital 2%

CAPÍTULO VIII

DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

8.1 - Análise das Características Operacionais

Serão a seguir analisados as seguintes características:

- Consumo
- Rendimento de deposição
- Produção
- Tensão de soldagem
- Áreas da ZAC e ZF (zona fundida)
- Dureza
- Estabilidade do arco

8.1.1 - Consumo específico

O conhecimento do consumo específico é um importante meio para se avaliar a eficácia dos eletrodos. Os fatores que afetam o consumo dos eletrodos são:

- a intensidade da corrente: um maior valor de corrente conduz a um consumo maior dos eletrodos;
- a resistividade do eletrodo: uma maior resistividade do eletrodo implica em maior aquecimento por Efeito Joule e consequentemente conduz a um maior consumo específico do eletrodo. A resistividade é função principalmente da composição química da alma;
- o calor gerado na conexão arco-eletrodo: um maior calor gerado implica em aumento do consumo. Este calor é dependente da

- polaridade, da composição do revestimento (meio ionizante) e do eletrodo (emissividade eletrônica);
- da composição do revestimento e da alma, no tocante aos seus pontos de fusão, devido a energia necessária para fazê-los fundir;
 - e finalmente de outros fatores, tais como diâmetro e comprimento da alma, que também afetam o efeito Joule por aumentar a resistência elétrica do eletrodo.

A seguir far-se-á uma análise dos consumos específicos convencional e real (ver definições itens 5.2.1 e 5.2.2), verificando a influência da composição do revestimento e da alma do eletrodo sobre o consumo propriamente dito. Esta análise se baseia nas Figuras 7.3 e 7.4 onde estão plotados os consumos específicos dos eletrodos quando soldados nas polaridades CC+, CC- e CA.

8.1.1.1 - Consumo convencional

O aumento do teor de Níquel no revestimento dos eletrodos tipos A, C, D e E provocou uma leve queda do consumo. Isto pode ser explicado pelo fato de que o Níquel adicionado eleva a temperatura de fusão do revestimento, exigindo com isto uma maior energia para fundir o eletrodo. Como pode-se considerar que a energia se manteve nos mesmos níveis (a corrente e a tensão pouco variam), houve razão para a queda no consumo do eletrodo.

Observa-se também que o consumo nas polaridades CA e CC- se mantiveram nos mesmos níveis, porém inferiores aos apresentados na polaridade CC+, distribuição de calor nos polos similar ao TIG. Entretanto, para o eletrodo tipo B verificou-se um aumen



to de consumo em CC^+ e CA em relação aos anteriores e queda de este consumo quando se trabalhou em CC^- .

De posse desses dados pode-se formular a hipótese de que o Níquel parece facilitar a emissão de elétrons; quando o eletrodo funciona como anodo (+), o mesmo recebe elétrons, não influenciando na emissão. Mas quando o eletrodo atua como catodo (-), ele passa a emitir os elétrons e caso tenha maior facilidade, o aquecimento será menor e, conseqüentemente, menor o consumo (similar ao eletrodo de tungstênio torinado ou zirconado no processo TIG), justificando a queda de consumo em CC^- para este eletrodo.

Observou-se ainda que o consumo do eletrodo tipo B foi superior aos eletrodos sintéticos nas demais polaridades. Pelos dados obtidos (Anexo I) a resistividade elétrica da alma de Níquel-Ferro do eletrodo tipo B é maior que a alma de aço dos eletrodos sintéticos que por sua vez é superior a alma de Níquel puro. Como afirmado anteriormente, um aumento da resistividade elétrica conduz a um aumento de consumo, o que foi verificado. O eletrodo F (alma de Níquel puro), cujo consumo foi o menor, sustenta esta hipótese.

8.1.1.2 - Consumo não convencional (Real)

Os resultados obtidos para o consumo real praticamente são idênticos aos do consumo convencional. O aumento do Níquel no revestimento dos eletrodos sintéticos, quando soldados na polaridade CC^+ provocou uma leve queda no consumo específico, cujas razões já foram explicadas anteriormente. A utilização do eletrodo tipo B (alma Ni-Fe), provocou um aumento do consumo, devido a maior resistividade elétrica da alma.

Observa-se ainda, que o aumento da intensidade de corrente provocou uma pequena variação no consumo, mostrando que a corrente tem pouca influência sobre o consumo específico.

Por último, o consumo nas polaridades CA e CC⁻ se mantiveram próximos, porém inferiores aos da polaridade CC⁺, exceto para o eletrodo tipo B cujo consumo em CA foi superior que em CC⁻, resultados estes idênticos aos obtidos para o consumo convencional e já explicado anteriormente.

8.1.2 - Rendimento de deposição (η_D)

O rendimento de deposição pode ser avaliado sob duas formas diferentes. A primeira é através do rendimento convencional, onde se exclui as parcelas de peso correspondentes ao revestimento do eletrodo no seu cálculo (ver definição no item 5.2.6). A segunda é através do rendimento real, onde se considera a parcela correspondente ao revestimento do eletrodo, conseguindo-se assim uma forma melhor de avaliar as perdas (salpicos, gases gerados, etc).

O rendimento de deposição é afetado pelos seguintes fatores:

- Efeito canhão: um aumento do efeito canhão provoca um direcionamento do arco, trazendo como consequência uma diminuição da quantidade de salpicos formados, e desta maneira aumentando o rendimento de deposição.
- Tipo de transferência: o tipo de transferência, que é função do tipo de revestimento, intensidade de corrente, comprimento do arco, polaridade, etc, também afeta a quantidade de salpicos. Apesar da dificuldade de se prever qual a pior con

dição, de um modo geral, pode-se dizer que as transferências do tipo "spray" rotativo, globular e gota repelida são indesejáveis.

A seguir serão feitas análises dos rendimentos convencional e real baseados nas Figuras 7.5 e 7.6.

8.1.2.1 - Rendimento convencional

O rendimento convencional aumenta a medida que ocorre uma elevação do teor de Níquel no revestimento dos eletrodos sintéticos tipos E, D, C e A respectivamente. O Níquel adicionado ao revestimento se incorpora ao depósito, provocando a elevação do rendimento de deposição convencional. Tal fato é comprovado pelos resultados apresentados pelos eletrodos E, B e F, que praticamente não apresentam elementos de liga no revestimento, e cujos rendimentos foram equivalentes, porém inferiores aos tipos sintéticos. Observa-se ainda que parece não haver influência da polaridade no rendimento.

8.1.2.2 - Rendimento real

Os resultados obtidos para o rendimento real são equivalentes aos do rendimento convencional. Para os eletrodos sintéticos observa-se um leve aumento do rendimento com o crescimento do níquel no revestimento. Este aumento é menos pronunciado do que no caso do rendimento convencional, uma vez que o peso do níquel do revestimento passou a fazer parte do cálculo. Este leve aumento de rendimento pode-se justificar pelo fato de que a adição do níquel aumenta o ponto de fusão do revestimento, que por sua vez fará com que o efeito canhão seja maior nestes

eletrodos e conseqüentemente menor perda devido aos salpicos.

Os menores valores observados para os eletrodos E, B e F seguem a justificativa usada no rendimento convencional.

8.1.3 - Produção Específica Real

Da observação da Fig. 7.2 nota-se que a produção cresce com a adição de níquel no revestimento dos eletrodos sintéticos e se torna ainda maior quando o níquel está presente na alma do eletrodo tipo B (60 Ni-40Fe), exceto quando a soldagem foi realizada na polaridade CC-. Existe uma característica marcante do eletrodo tipo B ao soldar em CC-, ao mudar totalmente o comportamento do consumo. Este pode ser, inclusive, o motivo pelo qual o eletrodo tipo B é recomendado para soldar em CC-, pois nesta polaridade o tamanho das gotas é menor, causando assim menos curtos circuitos e conseqüentemente maior facilidade para soldar. Por outro lado, a soldagem nesta polaridade trará como desvantagem uma diminuição na produtividade.

8.1.4 - Tensão de soldagem

A tensão de soldagem é função da energia para manter ionizado o meio e do comprimento do arco. Esta energia é dependente da condutibilidade térmica e do potencial de ionização do meio. Com relação a condutibilidade térmica, a medida que aumenta o seu valor, haverá maior troca de calor com o ambiente externo. Isto provoca uma maior desionização do meio, exigindo assim um aumento de energia para fazer as mesmas moléculas ionizarem novamente, gerando em consequência um acréscimo de tensão. Quanto ao potencial de ionização, quanto maior for o seu valor, maior será a energia necessária para provocar a ionização daque

les átomos que se desionizam com a troca de calor com o ambiente, havendo também assim um aumento de tensão. O aumento do comprimento do arco também provoca um aumento da tensão necessária para compensar o maior nível de troca da taxa de ionização provocado pelo aumento da área de troca de calor com o meio ambiente.

Da observação da Fig. 7.1 pode-se formular as seguintes considerações:

- a tensão de soldagem diminui com o aumento do teor de níquel no revestimento dos eletrodos sintéticos tipos E, D, C e A respectivamente;
- o eletrodo tipo B apresentou uma maior tensão de soldagem que o eletrodo sintético tipo A nas polaridades CC^+ e CA, exceto em CC^- ;
- pode-se afirmar que na polaridade CA verifica-se uma maior tensão de soldagem, seguido por CC^+ e CC^- , fato este verificado principalmente para os eletrodos tipos B, D e C;
- há uma tendência de crescimento da tensão de soldagem quando se verifica um aumento da corrente de 90 para 110 A.

A partir dessas considerações pode-se elaborar algumas hipóteses, que serão discutidas a seguir:

- a) na polaridade CA esperava-se uma maior tensão de soldagem devido a instabilidade do arco e o tempo de passagem da tensão pelo valor zero, onde o arco tende a apagar, necessitando de energia para reacender, fato este realmente verificado.
- b) o aumento de níquel no revestimento parece fazer diminuir o potencial de ionização e a condutibilidade térmica do plasma, pois verifica-se uma redução na tensão. Um fator que vem de

apoio à esta hipótese é o fato de que o comprimento do arco real aumenta com o aumento do efeito canhão, e com isto espera-se um aumento de tensão com o aumento do níquel no revestimento. Como não ocorreu este crescimento, mostra que realmente a potência dissipada no arco aumentou. Por outro lado, deve-se lembrar que a queda do consumo faz também diminuir a energia dissipada, mas esta queda foi muito pequena. Já o aumento da tensão para o eletrodo tipo B pode ser justificado pelo aumento da queda de tensão no eletrodo devido a alma ligada de níquel-ferro, cuja resistência elétrica é maior ($V = RI$), o que foi causa inclusive, do aumento no consumo. Supõem-se neste caso que a queda de tensão nas conexões e no próprio arco continuem sem sofrerem alterações.

- c) A tensão de soldagem dos eletrodos tipos A e B na polaridade CC^- foi menor que nos outros tipos de polaridades. No caso do eletrodo tipo B espera-se que o revestimento deva ter escória de fácil ionização, suficiente para anular a suposta barreira de elétrons formada frente ao ânodo, que dificulta o fluxo de elétrons vindo do cátodo, o que permite a estabilidade também nesta polaridade. O mesmo porém não deve ocorrer com o eletrodo tipo A, cujo comportamento durante a soldagem se mostrou muito instável nesta polaridade.

É importante observar que na polaridade CC^- o consumo foi menor para os eletrodos tipos A e B, mostrando que menor energia foi gasta na fusão. Como a intensidade de corrente foi mantida no mesmo nível, para se reduzir a energia a tensão deverá diminuir, pois a potência transformada em calor é fornecida pela seguinte equação:

$$P = V \cdot I \quad (8.1)$$

onde:

V = tensão de soldagem, volts

I = corrente, Ampers

P = potência transformada em calor, Watts.

Provavelmente esta queda de tensão (ΔV) ocorra na conexão arco-eletrodo (veja item 4.3), já que o consumo diminuiu e a queda de tensão na alma não depende da polaridade.

8.1.5 - Áreas da zona afetada pelo calor (ZAC) e zona fundida (ZF)

As áreas da ZAC e ZF dependem da energia imposta real. Por sua vez, a energia imposta é dependente dos seguintes parâmetros:

- corrente de soldagem: um aumento na intensidade de corrente provoca um aumento na energia imposta;
- velocidade de soldagem: um aumento da velocidade de soldagem leva a uma diminuição na energia imposta;
- polaridade: como já visto, o calor gerado na região anódica é diferente do calor gerado na região catódica, devido ao diferente número de choques de elétrons e íons em cada região;
- calor transferido pelo arco: este calor depende de dois fatores principais:
 - entalpia do plasma (calor armazenado) que é função do potencial de ionização. Um aumento no potencial de ionização conduz a um aumento na entalpia do gás e consequentemente maior será o calor transferido;

- forma de transferência do calor: pode-se supor que o calor é transferido por radiação, convecção forçada e condução, dependendo pois da força do jato de plasma e condutividade térmica do jato.
- calor transferido pelo metal líquido: este calor é dependente de dois fatores:
 - temperatura da gota: esta temperatura depende da composição química da gota, da maneira como foi formada e da polaridade utilizada. Mas pode-se dizer que é sempre superior ao ponto de fusão;
 - produção: um aumento da produção corresponde a um aumento de volume de gotas por unidades de comprimento da solda, ou seja, maior a energia transferida pelo calor armazenado na gota. Por outro lado, um excesso de produção pode agir como uma barreira para a ação do jato de plasma (ação de cratera), que por sua vez é muito mais importante como forma de transferência de calor, por permitir que a região anódica ou catódica incida mais no interior do material. (veja seção 4.4.1).

8.1.5.1 - Análise dos resultados

Da observação das Figuras 7.7 (área da ZAC x energia) e 7.8 (área da ZF x energia) pode-se fazer as seguintes considerações:

- de uma forma geral houve um aumento da ZF e ZAC com o crescimento da energia imposta;
- a soldagem utilizando uma intensidade de corrente de 90 A na polaridade CC⁺ apresentou para o eletrodo sintético tipo A o maior valor para a ZF e ZAC. Com a diminuição do teor de Ní-

quel no revestimento dos eletrodos sintéticos houve uma diminuição do valor da ZF e ZAC. O eletrodo tipo B apresentou o menor valor de ZF e ZAC. Para este eletrodo, quando se soldou com a mesma intensidade de corrente, porém utilizando a polaridade CC^- , houve um aumento da ZF e ZAC.

De posse desses resultados e considerando que a corrente e polaridade não variam, pode-se formular algumas hipóteses:

- o crescimento da área da ZF e ZAC com o aumento da energia de soldagem está vinculado a uma maior energia imposta (velocidade de soldagem menor) e maior quantidade de calor transferido pelo aumento da massa depositada por unidade de comprimento;
- a transferência de calor devido ao efeito cratera parece predominante, pois uma produção muito grande, como ocorrido com eletrodo tipo B na polaridade CC^+ , faz com que o excesso do número de gotas impeça a ação de cratera, diminuindo com isto a penetração e conseqüentemente a ZF e ZAC. Isto explicaria a maior ZF verificada para o eletrodo sintético tipo A em CC^+ , o qual apresentou o menor valor de produção. O eletrodo sintético tipo C apresentou uma penetração quase igual ao eletrodo tipo A, sendo que ambos os eletrodos apresentam praticamente uma mesma produção. Entretanto, esperava-se por este motivo que os eletrodos tipos D e E apresentassem uma maior penetração que o eletrodo tipo A, já que suas produções foram menores ainda. Existem então, outros fatores agindo, como por exemplo a temperatura da gota, que pode ter se alterado com o teor de Níquel adicionado no revestimento; ou ainda,

talvez, por uma mudança no tipo de transferência eletrodo - material base.

- finalmente, a hipótese para explicar o fato de que o eletrodo do tipo B na polaridade CC^- apresentou maior ZF e ZAC do que em CC^+ indica estar prevalecendo o efeito polaridade sobre o efeito de calor depositado pelas gotas, uma vez que a produção foi menor que em CC^+ . Além disso, a queda da produção, que faz diminuir a energia entregue pelas gotas, facilita o efeito cratera. Se considerar que a maior quantidade de calor está, neste caso, sendo gerada no pólo positivo (+); - efeito polaridade - se tornou importante que a ação de cratera fosse facilitada pela queda de produção, permitindo a existência de uma região anódica mais no fundo da poça de fusão.

8.1.6 - Dureza

A dureza é uma propriedade importante dos materiais, diretamente relacionada com o ciclo térmico experimentado pelo material base durante a execução da soldagem. Este ciclo influirá na formação microestrutural das regiões soldadas, cujo conhecimento pode auxiliar a encontrar uma relação entre o comportamento dos eletrodos utilizados e as propriedades após a soldagem. Essa microestrutura é dependente da composição química, da história termo-mecânica antes da solda e

da energia real imposta durante o processo de soldagem. Esta energia determinará o tempo de permanência acima da temperatura de transformação e a velocidade de resfriamento.

A Fig. 7.9 apresenta os perfis de dureza obtidos na transição entre ZF e ZAC, para os eletrodos utilizados, em função da energia de soldagem. Através de sua observação pode-se tirar as seguintes tendências:

- não houve grandes variações da dureza com o aumento da energia;
- aumentando o teor de Níquel no revestimento dos eletrodos sintéticos, há um aumento no valor de dureza, exceto quando o teor de Níquel é nulo (eletrodo tipo E), caso este em que a dureza é máxima;
- o eletrodo tipo B apresenta um valor de dureza mais ou menos equivalente ao eletrodo tipo A quando soldado a 90 A e polaridade CC⁺, porém quando aumentou a corrente para 110 A, nota-se uma tendência de diminuição da dureza. Isto pode ser explicado pelo fato de que com o aumento da intensidade de corrente, há uma maior geração de calor no eletrodo tipo B devido a sua maior resistividade elétrica, aumentando inclusive o consumo, conforme verificado. Esta maior geração de calor conduz a uma diminuição da velocidade de resfriamento, já que todos os eletrodos foram soldados nas mesmas condições, e com isto ocorre a formação de microestruturas mais favoráveis na ZAC. Por outro lado, a soldagem com o eletrodo tipo B na polaridade CC⁻ provocou um aumento substancial no valor de dureza. A soldagem nesta polaridade, como verificado anteriormente, conduz a uma diminuição do consumo, devido

ao Níquel na alma favorecer a emissão de elétrons, também reduz a produção, e, como visto aumentou a energia imposta (maior ZAC) que facilita a diluição da grafita com consequente aumento da dureza.

8.1.7 - Estabilidade do Arco

Foi descrito anteriormente que o índice de estabilidade (B) é um parâmetro que permite avaliar a estabilidade do arco, sendo que quanto maior for o seu valor mais estável será o arco. Baseado neste conceito e de posse dos resultados obtidos para os três eletrodos experimentais tipos A, B e E (Tabelas 7.8 e 7.9), as seguintes observações podem ser feitas:

- o eletrodo tipo A apresenta uma estabilidade superior aos eletrodos tipos B e E, para ambos os semiciclos (positivo e negativo);
- ao se comparar os eletrodos tipos B e E se observa duas situações distintas:
 - no semiciclo positivo: o eletrodo tipo B é mais estável que o tipo E.
 - no semiciclo negativo: o eletrodo tipo E é mais estável que o tipo B.

Baseado nestes resultados pode-se levantar a hipótese de que a adição do Níquel no revestimento melhora a estabilidade do arco, entretanto sua ação é mais forte no aumento da estabilidade quando da transição do negativo para o positivo.

8.2 - Simulação de Ciclos Térmicos

Na execução de uma solda é conhecido o efeito do au

mento da velocidade de resfriamento na formação de estruturas duras e frágeis, conduzindo inevitavelmente a um aumento do nível de dureza na zona afetada pelo calor.

O que se observa dos resultados obtidos com a simulação (Tab. 7.10 e Fig. 7.10) é uma tendência inicial de crescimento do valor de dureza com a velocidade de resfriamento para em seguida se estabilizar na faixa de 570 - 580 Vickers mesmo para velocidade de resfriamento crescente. Desta forma, pode-se esperar que, para o material em questão, utilizando-se de parâmetros de soldagem que impliquem em velocidades de resfriamento superiores a 45°C/s, nenhum benefício em relação a ductilidade da ZAC será possível. Entretanto, um preaquecimento ou seleção de uma energia de soldagem que proporcione velocidades de resfriamento inferiores a estes níveis, pode conduzir a uma ZAC de menor dureza, que absorverá melhor as tensões originadas durante a soldagem, podendo evitar trincas.

Da análise metalográfica pode-se observar modificações microestruturais bastante evidentes com as variações na velocidade de resfriamento (compatíveis com a variação de dureza), conforme se pode verificar através das condições típicas exemplificadas pelas Figs. 8.1, 8.2, 8.3 e 8.4, passando de uma estrutura predominantemente perlítica, para uma baixa velocidade de resfriamento (12°C/s), até uma estrutura constituída basicamente por agulhas de martensita, contendo ainda outros constituintes (ledeburita, austenita retida, perlita, grafita), quando se obteve uma alta velocidade de resfriamento (92°C/s).

É importante destacar que pela análise nada se pode dizer da zona de ligação (zona limite entre ZAC e ZF), a qual além da energia de soldagem sofre a influência do material de adi

ção que se dissolve na fase líquida. É perfeitamente possível, en tretanto, a utilização da simulação dos ciclos térmicos para a ca racterização das ZACs de ferros fundidos e consequente seleção de ciclos térmicos que proporcionem propriedades desejadas.

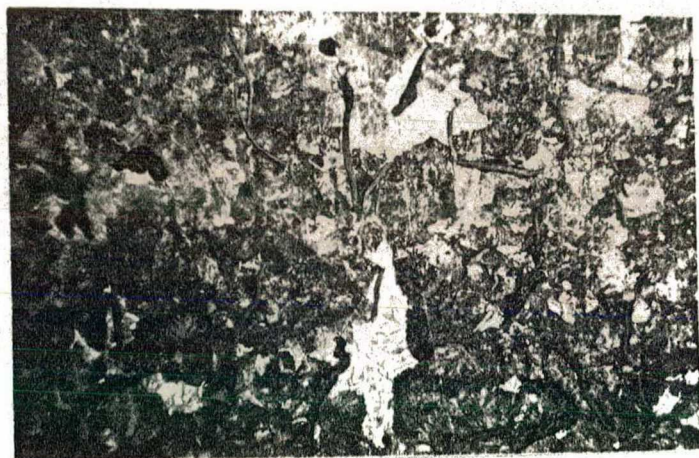


Fig. 8.1. Estrutura formada basicamente por perlita fina, grafita lamelar e ilhas de martensita fina.

*Velocidade de resfriamento:
12°C/s - Nital 2% - 400x.*



Fig. 8.2. Martensita em forma de agulhas, austenita re-tida, perlita fina e grafita lamelar.

*Velocidade de resfriamento:
35°C/s - Nital 2% - 400x*



Fig. 8.3. Martensita grossa em forma de agulhas, austenita retida, perlita fina e grafita lamelar.

*Velocidade de resfriamento:
44°C/s*

Nital 2% - 400x



Fig. 8.4. Martensita grosseira em forma de agulhas, ledeburita e perlita

*Velocidade de resfriamento:
92°C/s.*

Nital 2% - 400x

8.3 - Análise da influência do tipo de eletrodo sobre a microestrutura da ZAC, ZF e ZL.

A primeira característica importante verificada foi que a microestrutura da ZAC não se alterou ao se fazer soldagens com diferentes tipos de eletrodos e energias de soldagem, condições estas estabelecidas e mostradas na Tabela 6.3. A Figura 8.5 ilustra o afirmado para os eletrodos tipos A e B, onde pode-se perceber que as estruturas foram predominantemente de veios de grafitas em uma matriz de martensita fina, o que sugere que a variação de energia entre diferentes condições de soldagem não foi suficiente para alterar a microestrutura nesta região. Comparando com os resultados obtidos na simulação (ver Figura 8.2 como exemplo) pode-se afirmar que a energia de soldagem proporcionou velocidades de resfriamento entre 30 e 40°C/s. Entretanto, uma grande diferença de microestrutura pode-se notar na zona de ligação (ZL), apesar das durezas praticamente terem se mantido constantes (Figura 7.9). A análise das variações dos constituintes na ZL pode ser feita principalmente baseado na variação da energia.

Nas soldagens com alta energia ocorre intensa dissolução da grafita e reprecipitação numa forma aglomerada, talvez perlítica, Figuras 8.6 e 8.7. Tal fato foi mais significativo quando se utilizou eletrodos sem a presença de Níquel - tipo E - Figura 8.7, o que a princípio confirma o esperado, por ser o Níquel um elemento grafitizante. A variação do teor de Níquel no revestimento parece não alterar o quadro, como mostram as figuras referentes aos eletrodos A, C e D (Figura 8.6).

No mesmo sentido, a ZL obtida com o eletrodo tipo F (98%Ni), embora soldado com menor nível de energia, mostrou pequena solubilização da grafita como se pode observar na Figura 8.8.

Eletrodo Tipo B

Energia: 25,5 KJ/cm



Energia: 6,4 KJ/cm



Eletrodo Tipo A

Energia: 19,3 KJ/cm



Energia: 6,3 KJ/cm



Fig. 8.5. ZAC - variações microestruturais ao se soldar com os eletrodos tipos A e B em diferentes níveis de energia. Observam-se formações de martensita, grafita lamelar e perlita. Nital 2% - 400 x.

Eletrodo Tipo B

18,9 KJ/cm



Eletrodo Tipo A

19,3 KJ/cm



Eletrodo Tipo C (40%Ni)

21,2 KJ/cm



Eletrodo Tipo D (20%Ni)

18,1 KJ/cm



Fig. 8.6. Zona de ligação (ZL) - variações microestruturais ao se soldar com os eletrodos tipos A,B,C e D na condição de alta energia. Observa-se predominância de formações de martensita (agulhas), grafita dissolvida, perlita, ledeburita e possivelmente austenita retida. Nital 2%-400x.

A matriz da ZL para este eletrodo foi essencialmente martensítica, mas mostrando novamente o efeito do níquel que, em excesso, favorece a formação de uma martensita mais fina, referenciada como martensita de níquel por Ishida [36]. Com menor teor de Níquel, Figura 8.6, a martensita se apresenta na forma de agulhas maiores, em um fundo possivelmente de austenita retida, chegando ao ponto de seu desaparecimento e aparecimento da ledeburita quando o teor de Níquel chega a zero, eletrodo tipo E (Figura 8.7).

Outro aspecto a considerar é a microestrutura formada na ZF. Utilizando alta energia há decomposição da grafita e reprecipitação na forma de módulos conforme ilustrado pela Figura 8.9, característica também observada por Ishida [36]. Naturalmente, a ZF sem a presença de Níquel não mostrou reprecipitação, Figura 8.7, e sim uma estrutura com precipitações interdendríticas dura e frágil (Tabela 7.5). Por esta tabela pode-se ainda verificar que o teor de Níquel na solda, desde que existente, pouco influi na dureza.

Em todos os corpos de prova observados notou-se que a microestrutura, geralmente grosseira na zona de ligação, se afina a medida que se afasta da linha de fusão, passando a predominar na ZAC uma microestrutura de lamelas de grafita, martensita e perlita, como mostrado na Figura 8.5.

No caso de soldagens com utilização de baixa energia, a decomposição da grafita na ZL diminui ou quase inexiste, como se pode observar pelas mocroestruturas obtidas para os eletrodos tipos A, B e C, Figura 8.10. Nota-se também a formação de uma microestrutura, predominantemente martensítica e com presença de ledeburitas. Em virtude da utilização de uma baixa energia de soldagem, houve pouca ou quase nenhuma precipitação de grafi-

ta na ZF. Quanto a ZAC, a baixa energia mostra o mesmo comportamento quando da alta energia.

8.4 - Análise dos resultados do ensaio de soldabilidade

Pelo item 7.4, pode-se perceber que somente o eletrodo do tipo B, em menor energia, proporcionou trinca no metal de base. Apesar de não ser possível identificar o ponto onde se iniciou a trinca, foi verificado que a mesma se propagou entre a ZL e a ZAC propriamente dita. Também foi verificado trinca na zona fundida, em soldagem com o eletrodo tipo A em menor nível de energia.

Pela análise metalográfica pode-se notar que as energias foram suficientemente altas para dissolverem parte ou integralmente as grafitas, sendo que quanto maior a energia de soldagem maior foi a dissolução verificada. Entretanto, fica difícil caracterizar a microestrutura de um corpo de prova como melhor ou pior somente considerando este aspecto.

Pela análise de dureza na ZL, verificou-se que quanto maior a energia menor foi o nível de dureza, apesar da queda não ter sido significativa. Comparando com os resultados apresentados pela Figura 7.9, mostra que a maior energia utilizada no ensaio de soldabilidade propiciou uma ZL menos dura que na simples deposição.

A análise da ZAC mostrou resultados similares aos da ZL, e comparado com os resultados da simulação (Figura 7.10), pode-se dizer que a energia de soldagem utilizada se situa na faixa de queda de dureza, ou seja, provavelmente numa faixa que proporciona velocidades de resfriamento entre 10 a 25°C/s. Estes dados confirmam o motivo da queda de dureza na ZL.



Fig. 8.7. Zona de ligação (ZL) para o eletrodo Tipo E (0%Ni). Observa-se predominância de formação de martensita (ZF), grafita totalmente dissolvida, perlita e ledeburita.

28,3 KJ/cm - Nital 2% - 200x.



Figura 8.8. Zona de ligação para o eletrodo Tipo F (98%Ni). Observa-se presença de ledeburita, martensita (de Níquel) e grafita não dissolvida.

8,2 KJ/cm - Nital 2% - 250x.

Eletrodo Tipo B

25,5 KJ/cm



Eletrodo Tipo A

19,8 KJ/cm



Fig. 8.9: Zona Fundida (ZF) para os eletrodos Tipos A e B soldados na condição de alta energia, mostrando formação de pequenos nódulos de grafita. Nital 2% - 125x.

Eletrodo Tipo B
6,4 KJ/cm



Eletrodo Tipo A
6,3 KJ/cm



Eletrodo Tipo C
6,0 KJ/cm

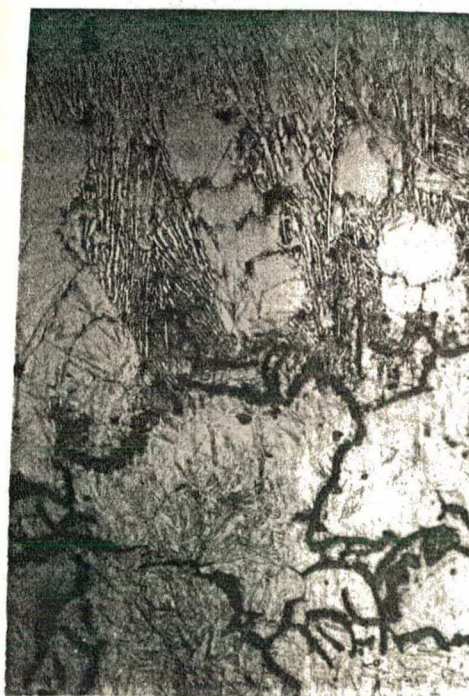


Fig. 8.10. Zona de ligação variações microestruturais ao se soldar, com os eletrodos tipos A, B e C na condição de baixa energia. Observa-se formações de martensita, ledeburita e pouca ou quase nenhuma dissolução de grafita. Nital 2%-400x.

A dureza na ZF, por outro lado, pouco alterou com a energia ou tipo de eletrodo, exceto para as condições de soldagens dos corpos de prova Al e Bl, que proporcionam uma maior dureza.

Considerando ter havido trincas nos corpos de prova Al e Bl, pode-se dizer que estas trincas tiveram como causa os seguintes fatores:

- maior dureza na ZF, que diminui a absorção das tensões pelo metal de solda.
- maior dureza na ZL resultante da microestrutura.

8.5 - Comentários Finais

Pelas discussões dos resultados, pode-se ver que previsões de trincas pela análise metalúrgica é muito difícil. Ao se aumentar a energia de soldagem, poderá haver queda de dureza da ZAC e ZL pelo efeito da velocidade de resfriamento, mas também um aumento da dureza devido a dissolução da grafita (enriquecimento de carbono da matriz). Nos ensaios de simples deposição, utiizando energias relativamente baixas, se observa que as durezas pouco variam havendo uma aparente tendência do aumento deste valor com o aumento do teor de Níquel ou de sua inexistência.

Por outro lado, nos ensaios de soldabilidade, onde foram utilizados altos níveis de energias, o efeito predominante pareceu ser da energia, a qual aumentando fez cair a dureza, apesar de que em pequena escala.

De toda forma, como inclusive visto no ensaio de simulação da ZAC, uma alta energia conduziu a menores durezas tanto na ZAC como na ZL. Baseado nos resultados do ensaio de solda-

bilidade, pode-se imaginar que a alta energia é condição necessária para evitar trincas. Porém é importante observar que se por um lado a utilização de uma alta energia é benéfica, por outro lado é prejudicial em função do efeito da adição de calor poder provocar um acúmulo excessivo de tensões que podem levar a formação de trincas principalmente em estruturas rígidas, fato este não avaliado pelo teste de soldabilidade. Entretanto, não foi possível confirmar, sob este aspecto, algum efeito positivo ou negativo da comparação entre as duas concepções de fabricação dos eletrodos (sintético e convencional).

Mas os resultados de simples deposição confirmam uma hipótese que a transferência de calor é influenciada pela concepção de fabricação. Pode-se afirmar que o Níquel adicionado pelo revestimento transfere mais calor para a solda (maior ZAC), apesar da diferença não ter se mostrado significativa para alterar a microestrutura.

Um fato importante a ser registrado, é a diferença no comportamento do tipo de concepção sobre as características operacionais. Os eletrodos sintéticos mostraram ter uma alta produção convencional e estabilidade na polaridade CC^+ , porém os eletrodos convencionais (tipo B) nesta mesma polaridade apresentaram uma elevada produção real, característica esta importante, pois eletrodo é vendido por quilo. Entretanto, o fabricante aconselha utilizarem estes eletrodos convencionais na polaridade CC^- , onde além de menor produção os mesmos apresentaram maior dureza comparativamente a condição em CC^+ . Seria, pois, interessante testarem os eletrodos convencionais quanto as propriedades mecânicas também em CC^+ , onde aparentemente eles possuem melhores resultados operacionais.

Outro fato interessante foi que a diminuição de Ni quel no revestimento mostrou uma ZL mais mole com efeito significativo na dureza da ZF. Seria pois, também interessante estudar seu efeito num teste de soldabilidade.

CAPÍTULO IX

CONCLUSÕES

Quanto aos aspectos operacionais, os dados deste trabalho permitem chegar as seguintes conclusões:

- a) O teor crescente de Níquel no revestimento faz cair o consumo, mas aumenta o rendimento de deposição. De uma forma geral, quanto maior o teor de Níquel no revestimento, maior será a produção.
- b) O maior consumo se verifica em CC^+ , independentemente do tipo de eletrodo (convencional ou sintético).
- c) O eletrodo convencional parece sofrer maior influência da polaridade, apesar de ter facilidade de soldagem em qualquer uma delas. Em CC^- , o consumo, produção e energia imposta real são menores.
- d) A presença de Níquel no revestimento tem ação marcante sobre a física do arco, fazendo diminuir o potencial de ionização e/ou condutibilidade térmica do plasma.
- e) Também pode-se verificar uma influência da presença do Níquel no revestimento sobre a energia imposta real, fazendo com que maior energia imposta se processe para eletrodos sintéticos do que convencionais. Entretanto, esta diferença, apesar de alterar o tamanho da ZAC, não foi suficiente para alterar a microestrutura.
- f) O eletrodo sintético, apesar de ter mostrado maior estabilidade em CA do que o convencional, não aceita soldagem em CC^- . Por outro lado, o convencional permite soldagem em ambas as polaridades (CC^+ e CC^-).

Do ponto de vista metalúrgico, as seguintes conclusões podem ser tiradas:

- a) Somente uma energia muito alta possibilitaria a queda de dureza na ZAC e ZF, o que poderia proporcionar a absorção das tensões, evitando a formação de trincas. Entretanto, mesmo trabalhando com alta energia nos ensaios de soldabilidade, houve formações de trincas nos corpos de prova, apesar de que, comparativamente, nas condições de ensaio, uma maior energia de soldagem pareceu evitar a formação de trincas.
- b) A concepção de fabricação dos eletrodos não mostrou influências significativas no resultado do ensaio de soldabilidade.
- c) Não foi verificado também uma influência do tipo de concepção de fabricação sobre os microconstituintes resultantes.
- d) A ação do Níquel sobre a zona de ligação (ZL) é marcante, mas a influência da energia de soldagem parece ser predominante.

Ficou ainda a constatação que o ensaio de simulação da ZAC é importante, pois permite encontrar as energias de soldagem acima das quais as durezas da ZAC tendem a cair. E que, pelos demais dados, houve uma correlação entre queda de dureza da ZAC e da ZL, apesar da simulação não permitir esta verificação.

Finalmente, a concepção sintética mostrou ser equivalente a concepção convencional. Além disso, soldando conforme recomendação do fabricante, sintético na polaridade CC^+ e convencional em CC^- , a concepção sintética apresentou melhores resultados operacionais, ou seja, maior produção e maior rendimento,

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

- |1| PIESKE, A. et alii. - Ferros Fundidos Cinzentos de Alta Qualidade. Sociedade Educacional Tupy, Joinville, 1974, p. 3-36.
- |2| CHIAVERINI, V. - Aços e Ferros Fundidos. São Paulo, Associação Brasileira dos Metais, 1981, p. 413-473.
- |3| CATHOLICO, R.A.R. - Soldagem do Ferro Fundido a Arco Elétrico. Mundo Mecânico, p. 12-17, out. 1980.
- |4| BARELLA, A. - ABC do Ferro Fundido Cinzento. São Paulo, Nobel, 1980.
- |5| COLPAERT, H. - Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns. São Paulo, Edgard Brücher Ltda., 1974, p.317-393.
- |6| KOTECKI, D.J. et alii. - Welding Ductile Iron Using the GMA Short - Circuiting Transfer Process - A Progress Report. AFS Transactions, Vol. 75, p. 721-726, 1967.
- |7| MORGAN, H.L. - Joining of Iron Castings. BCIRA Journal, p. 403-424, Sept. 1970.
- |8| DROUART, J. - Soldagem ao Arco do Ferro Fundido. ABM - Metalurgia, p. 629-636, Ago. 1972.
- |9| KOTECKI, D.J. et alii. - Preheat Effects on Gas Metal Arc Welded Ductile Cast Iron. Welding Journal. Research Suppl. p. 161s-166s, Apr. 1969.

- [10] CISZEWSKI, G. & TYCHY - The Fusion of Built-up Weld and Metal in Cold-Welded Cast Iron - The Graphite Barrier Theory. *Schweißen und Schneiden*, 38 (1986), Heft 3, p. 132-135.
- [11] SCHUMBACKER, W. A. & SCHAEFFLER, A.L. - A Test Block for Welding Gray and Nodular Cast Irons. *Welding Journal. Research Suppl.* p. 915-995, Febr. 1956.
- [12] AMERICAN WELDING SOCIETY - A5.15 - Specification for Welding Rods and Covered Electrodes for Cast Iron, 1982, p.1-10.
- [13] KOTTHAUS, H. - Solda, Corte, Tratamento Térmico - Técnica da Produção Industrial. São Paulo, Polígono, Quinto Volume, 1968, p. 22-77.
- [14] CENTRE D'INFORMATION DES FONTES MOULÉES - Manuel des Fontes Moulées. Éditions Techniques des Industries de la Fonderie, 1965, p. 477-516.
- [15] DEVLETIAN, J. H.- Weldability of Gray Iron using Fluxless Gray Iron Electrodes for SMAW. *Welding Journal. Research Suppl.* p. 183s-188s, Jul. 1978.
- [16] CARY, H. - Welding Malleable Iron. *Modern Castings*, p. 620-624, Nov. 1963.
- [17] BOUVARD, P. - Metallurgie du Soudage Homogene par Fusion des Fontes Grises a Graphite Lamellaire ou Spheroidal. *Hommes et Fonderie*, p. 27-38, Juin-Juil. 1979.

- |18| BISHEL, R. A. - Flux-Cored Eletrode for Cast Iron Welding. Welding Journal, p. 372-381, Jun. 1973.
- |19| BOWEN, M. - The Welding of Ductile Irons. The British Foundryman, p. 303-312, Jul. 1984.
- |20| PARKIN, N. & FLOOD, C.R. - Welding Craft Practice. Electric Arc Welding and Related Studies-Part I, vol. 2, p. 63-79.
- |21| RILLEY, R.V. & DODD, J. - Ferrous Rod for Welding Nodular Graphite Cast Iron. Foundry Trade Journal, 93 (1889), p. 555-560, Nov. 1952.
- |22| STRASSER, V. E. - A Soldagem Moderna dos Metais Ferrosos pelo Arco Elétrico. Rio de Janeiro, Ao Livro Técnico SA, 1963, p. 208-221.
- |23| BOLETIM TÉCNICO DA CONARCO - Soldagem de Fundiciones de Hierro. El empleo sucessivo de dos electrodos distintos, p. 16-20, 1984.
- |24| OBER, E. & SZIESLO, U. - Instandsetzungsschweißen Von Gußeisenwerkstoffen. VDI-Z, Bd 126(1984), Nr.22, Nov.(II), p. 875-880.
- |25| WELDING HANDBOOK - Metals and their Weldability-Cast Irons, vol. 4, 1984, p. 212-229.
- |26| KISER, S. D. - Production Welding of Cast Irons. AFS Transactions, vol. 85, p. 37-42, 1977.

- [27] KELLY, T. J. et alii. - Welding of Ductile Iron with Ni-Fe-Mn Filler Metal. Welding Journal. Research Suppl. p. 79s-85s, Marc. 1985.
- [28] FENILLI, R. & GUESSER, W.L. - Soldagem de Ferros Maleáveis- Aspectos Técnicos e Aplicações - 1º Simpósio Estadual de Técnicos Mecânicos - Dezembro, 1984.
- [29] REGE, A. - Flash Butt Welding of Cast Irons to Other Metals. AFS International Cast Metals Journal, vol.4, p. 28-56, Jun. 1979.
- [30] FIORILLO, V. - O processo de Soldagem por Efeito Joule. Máquinas e Metais, nº 252, p. 48-58, nov. 1986.
- [31] KAIZER, K. - Solda por Resistência - Publicação Técnica. Engenharia de Solda, nº 2, p. 27-33, Set. 1975.
- [32] ESSERS, W. G. & WALTER, R. - Some Aspects of the Penetration Mechanisms in Metal-Inert-Gas (MIG) Welding. Arc Physics and Weld Pool Behaviour. The Welding Institute. Cambridge 1980, p. 289-300.
- [33] FARIAS, J. P. - Influência da Composição do Revestimento na Estabilidade e Transferência de Metal em Eletrodos Básicos. Florianópolis, Universidade Federal de Santa Catarina, 1985. (Tese mestre em Ciências).
- [34] SOLARI, M. & BILONI, H. - Origen de los Elementos Estructurales en el Metal de Soldadura - Comision Nacional de Energia Atomica - Presidencia de la Nacion - Argentina, 1982.

- [35] VOIGT, R.C. & LOPER, C.R. - A Study of Heat Affected Zone Structures in Ductile Cast Iron. Welding Journal. Research Suppl. p. 82s-88s, Marc. 1983.
- [36] ISHIDA, T. - A Microstructural Study of Local Melting of Gray Iron with a Stationary Plasma Arc. Welding Journal. Research Suppl. p. 232s-241s, Aug. 1985.
- [37] PHILLIP, R. H. - "In Situ" Determination of Transformation Temperatures in the Weld Heat - Affected Zone. Welding Journal. Research Suppl. p.125-185, Jan. 1983.
- [38] HOFMAN, W. & BURAT, F. - International Institute Welding Document IX In: PHILLIP, R. H. - "In Situ" Determination of Transformation Temperatures in the Weld Heat-Affected Zone. Welding Journal. Research Suppl. p.12s-18s, Jan. 1983.
- [39] GRANJON, H. & GAILLARD, R. - International Institute Welding Document IX In: PHILLIP, R.H. - "In Situ" Determination of Transformation Temperatures in the Weld Heat-Affected Zone. Welding Journal. Research Suppl. p. 12s-18s., Jan. 1983.
- [40] LINNERT, G. E. - Welding Metallurgy - Carbon und Steel Alloys. New York, American Welding Society, vol. 2, 1967, p. 624-632.

ANEXO I

Resistividade Elétrica das Almas dos Eletrodos

A resistividade elétrica é uma importante propriedade dos materiais na engenharia e expressa a resistência que tais materiais oferecem à passagem da corrente elétrica. O seu conhecimento pode fornecer uma idéia do poder de emissividade elétrica que estes materiais possuem, sendo determinada através da seguinte relação:

$$\rho = \frac{R \cdot A}{L}$$

onde:

ρ - resistividade elétrica - $\Omega \times \text{cm}^{-1}$

R - resistência elétrica - Ω

A - seção transversal do arame - cm^2

L - comprimento do arame - cm.

Foi interessado em conhecer esta característica que decidiu-se determinar a resistividade elétrica das almas dos eletrodos experimentais tipos A (alma de aço baixo carbono), B (liga 60Ni-40Fe) e F (aprox. 98%Ni). As medidas foram feitas através da ligação das extremidades dos arames a um sistema de aquisição de dados, o qual nos fornece o valor desejado em função do comprimento e diâmetro do eletrodo utilizado. Para se fazer esta conexão foram utilizados fios de cobre ($\phi 0,142$ mm) ligados a quatro fios para minimizar os erros.

A Tabela a seguir apresenta os resultados obtidos para as almas dos eletrodos experimentais utilizados.

Tipo de Eletrodo	Densidade gr/cm ³	Resistividade Elétrica Ωcm^{-1}
A - alma de aço carbono	7,82	$13,8 \times 10^{-6}$
B - alma ligada 60Ni - 40Fe	8,24	$33,2 \times 10^{-6}$
C - alma ~98%Ni	8,80	$8,30 \times 10^{-6}$

ANEXO II

ELETRODO TIPO A

Arquivo de Tensão

Ciclo	Vmax	TVmax	Vmin	TVmin
1	34.45	0006	-28.19	0004
2	35.96	0006	-21.71	0002
3	25.81	0002	-25.49	0003
4	22.57	0002	-20.74	0002
5	23.00	0003	-25.38	0003
6	15.98	0003	-16.20	0003
7	18.04	0002	-11.91	0010
8	26.46	0002	-19.98	0001
9	14.41	0010	-27.32	0002
10	22.03	0002	-11.56	0001
11	21.38	0002	-9.60	0010
12	17.93	0002	-11.01	0010
13	15.21	0010	-12.53	0001
14	13.42	0010	-10.80	0007
15	14.69	0006	-10.04	0002
16	12.97	0010	-3.28	0010
17	3.00	0010	-27.76	0003
18	31.54	0010	-27.43	0004
19	29.05	0008	-27.22	0004
20	29.05	0005	-28.94	0006
21	32.83	0008	-29.38	0005
22	32.18	0005	-28.08	0003
23	28.51	0008	-30.46	0003
24	28.40	0003	-30.56	0003
25	19.22	0001	-23.87	0002
26	21.71	0001	-26.57	0003
27	19.44	0003	-24.73	0003
28	25.60	0003	-21.60	0002
29	25.06	0005	-21.82	0002
30	26.03	0003	-27.00	0003
31	23.98	0003	-25.16	0005
32	23.22	0003	-27.22	0005
33	26.35	0006	-22.68	0004
34	29.70	0008	-27.54	0007
35	25.49	0008	-21.28	0005
36	21.38	0004	-23.44	0005
37	23.22	0008	-22.57	0005
38	24.41	0008	-21.38	0003
39	26.14	0004	-21.06	0003
40	26.89	0004	-24.19	0003
41	23.87	0004	-27.00	0005
42	25.81	0004	-22.46	0005
43	26.35	0008	-22.68	0005
44	23.33	0006	-19.98	0003
45	19.76	0010	-19.87	0003
46	17.39	0001	-13.64	0010
47	23.54	0008	-15.44	0003
48	17.60	0002	-21.49	0003
49	16.90	0010	-20.41	0002
50	21.82	0004	-23.65	0005
51	22.03	0003	-21.17	0003
52	23.33	0006	-20.74	0003
53	18.21	0010	-16.52	0003
<hr/>				
	Vmax	TVmax	Vmin	TVmin
Media	23.34	0005	-21.91	0004
D.P.	5.41	0003	+5.72	0002

Arquivo de Corrente

Ciclo	Imax	Imin
1	17.414	-27.106
2	18.803	-10.767
3	20.027	-9.777
4	13.888	-12.046
5	19.004	-11.407
6	18.973	-11.239
7	17.670	-11.056
8	16.080	-11.620
9	21.507	-10.767
10	18.151	-12.032
11	22.019	-13.996
12	20.740	-12.316
13	19.004	-12.302
14	17.926	-10.734
15	18.821	-11.833
16	20.100	-14.164
17	22.818	-14.315
18	22.567	-14.315
19	22.650	-10.066
20	19.918	-16.584
21	19.826	-12.458
22	20.228	-13.265
23	19.004	-11.620
24	18.578	-12.854
25	23.755	-13.920
26	27.135	-14.940
27	16.415	-12.701
28	18.821	-12.854
29	17.360	-10.097
30	19.065	-11.407
31	17.725	-13.112
32	17.981	-11.056
33	20.740	-10.066
34	17.725	-11.051
35	18.182	-11.790
36	18.707	-12.686
37	21.050	-12.335
38	22.567	-13.950
39	18.639	-12.335
40	19.095	-12.335
41	23.024	-13.614
42	19.918	-13.965
43	23.298	-16.508
44	20.740	-12.046
45	20.100	-12.108
46	20.100	-14.818
47	22.019	-15.259
48	22.841	-13.752
49	27.135	-19.143
50	18.547	-13.325
51	21.136	-12.558
52	22.275	-12.624
53	17.268	-10.511
54	16.080	-10.341
<hr/>		
	Imax	Imin
Media	19.911	-12.886
D.P.	2.541	+2.678

ELETRODO TIPO B

Arquivo de Tensão

Ciclo	Vmax	TVmax	Vmin	TVmin
1	15.12	.0003	-11.24	.0010
2	13.82	.0010	-14.26	.0032
3	12.98	.0010	-11.93	.0010
4	11.20	.0010	-8.00	.0010
5	27.22	.0005	-35.21	.0007
6	27.54	.0004	-25.92	.0004
7	26.89	.0004	-24.41	.0002
8	20.52	.0002	-27.11	.0003
9	14.02	.0010	-29.05	.0004
10	22.25	.0005	-19.66	.0003
11	14.86	.0010	-24.73	.0005
12	13.50	.0003	-24.73	.0004
13	13.72	.0003	-28.62	.0006
14	11.45	.0010	-11.39	.0010
15	25.60	.0009	-13.59	.0010
16	26.53	.0010	-28.69	.0010
17	30.89	.0007	-35.75	.0009
18	26.89	.0007	-31.54	.0002
19	27.07	.0010	-33.16	.0010
20	29.05	.0010	-28.51	.0010
21	29.27	.0010	-28.20	.0010
22	25.06	.0008	-29.45	.0010
23	24.95	.0007	-28.19	.0009
24	26.89	.0007	-27.11	.0008
25	15.98	.0004	-30.02	.0007
26	27.97	.0006	-19.22	.0004
27	26.14	.0005	-30.46	.0007
28	3.62	.0010	-35.00	.0010
29	27.76	.0009	-33.48	.0009
30	29.70	.0007	-34.34	.0009
31	29.92	.0007	-33.05	.0008
32	28.94	.0006	-32.08	.0008
33	29.27	.0006	-31.21	.0008
34	28.40	.0006	-31.43	.0008
35	28.84	.0006	-29.92	.0007
36	25.06	.0004	-29.81	.0007
37	19.87	.0003	-23.76	.0005
38	16.96	.0002	-26.14	.0005
39	25.81	.0005	-7.87	.0010
40	21.38	.0008	-31.15	.0010
41	29.05	.0007	-33.62	.0010
42	36.35	.0010	-34.75	.0010
43	35.52	.0010	-36.56	.0010
44	36.88	.0010	-35.24	.0010
45	37.65	.0010	-35.41	.0010
46	36.95	.0010	-36.39	.0010
47	36.23	.0010	-36.16	.0010
48	35.65	.0010	-34.45	.0010
49	35.87	.0010	-33.16	.0006
50	35.64	.0010	-33.16	.0008
51	31.10	.0007	-32.94	.0008
52	32.26	.0010	-31.32	.0006
53	33.05	.0006	-31.64	.0008
54	31.67	.0010	-34.45	.0010

	Vmax	TVmax	Vmin	TVmin
Media	26.10	.0007	-28.12	.0008
D.P.	7.55	.0003	+7.73	.0002

Arquivo de Corrente

Ciclo	Imax	Imin
1	37.439	-26.504
2	23.351	-32.101
3	24.886	-22.269
4	23.734	-22.219
5	24.222	-23.908
6	22.807	-26.585
7	25.141	-25.342
8	26.141	-23.590
9	25.141	-28.120
10	26.404	-23.832
11	21.603	-21.646
12	18.882	-23.107
13	21.816	-22.525
14	23.948	-24.204
15	24.750	-24.122
16	26.724	-27.992
17	30.881	-27.975
18	29.440	-27.336
19	30.242	-27.975
20	25.125	-31.189
21	27.308	-27.975
22	27.684	-28.631
23	32.160	-27.018
24	11.258	-13.971
25	13.766	-16.119
26	16.324	-21.914
27	18.101	-19.087
28	22.415	-21.691
29	17.299	-26.270
30	20.121	-24.974
31	21.784	-26.270
32	26.141	-22.650
33	18.354	-22.826
34	22.415	-26.696
35	27.684	-26.554
36	27.308	-27.352
37	23.867	-27.992
38	23.846	-30.566
39	26.780	-33.017
40	18.253	-24.105
41	21.904	-18.431
42	20.923	-23.482
43	22.253	-21.260
44	22.136	-20.367
45	26.404	-21.438
46	20.537	-23.290
47	21.816	-20.334
48	27.044	-21.646
49	23.902	-23.590
50	27.684	-21.613
51	25.937	-29.143
52	28.587	-27.582
53	23.095	-20.367
54	22.719	-22.875

	Imax	Imin
Media	23.898	-24.512
D.P.	4.502	+3.009

ELETRODO TIPO E

Arquivo de Tensão

Arquivo de Corrente

Ciclo	Vmax	TVmax	Vmin	TVmin	Ciclo	Imax	Imin
1	23.65	.0009	-21.06	.0007	1	249.066	-381.768
2	28.19	.0010	-26.03	.0009	2	26.848	-20.733
3	26.43	.0010	-17.82	.0006	3	29.215	-22.334
4	23.33	.0008	-24.84	.0009	4	33.382	-18.897
5	27.76	.0010	-20.63	.0007	5	32.390	-25.554
6	10.48	.0005	-24.84	.0010	6	31.347	-29.226
7	27.14	.0010	-36.89	.0010	7	28.606	-19.832
8	38.66	.0010	-38.08	.0010	8	34.701	-27.603
9	40.87	.0010	-29.38	.0008	9	36.345	-30.879
10	34.02	.0008	-28.30	.0007	10	33.421	-27.342
11	27.22	.0007	-29.16	.0008	11	31.164	-22.012
12	35.96	.0010	-20.52	.0005	12	33.846	-28.243
13	19.59	.0010	-18.68	.0005	13	37.017	-24.144
14	27.60	.0010	-21.60	.0006	14	35.007	-28.629
15	29.20	.0010	-23.98	.0008	15	33.787	-29.783
16	27.22	.0007	-20.95	.0008	16	35.921	-28.629
17	23.89	.0010	-19.12	.0005	17	34.948	-30.618
18	27.86	.0010	-19.22	.0006	18	33.545	-26.833
19	31.43	.0009	-20.74	.0008	19	33.669	-25.919
20	24.30	.0007	-22.46	.0007	20	34.098	-28.334
21	25.16	.0007	-17.71	.0005	21	34.948	-25.371
22	32.72	.0010	-19.12	.0006	22	34.152	-24.966
23	23.87	.0007	-19.01	.0007	23	38.903	-27.016
24	19.98	.0010	-23.22	.0008	24	39.817	-28.843
25	26.77	.0010	-22.03	.0007	25	37.931	-28.295
26	28.84	.0009	-23.65	.0007	26	35.614	-28.373
27	26.39	.0010	-27.97	.0009	27	35.007	-30.931
28	27.45	.0010	-27.22	.0009	28	31.868	-26.650
29	29.75	.0010	-20.63	.0008	29	33.239	-30.079
30	30.97	.0010	-22.14	.0007	30	30.250	-29.104
31	30.24	.0009	-21.17	.0007	31	35.007	-28.882
32	21.71	.0007	-19.44	.0006	32	38.418	-25.195
33	25.70	.0010	-23.87	.0008	33	42.681	-26.207
34	27.06	.0010	-19.12	.0006	34	27.156	-22.583
35	26.20	.0010	-20.52	.0006	35	29.714	-23.436
36	31.18	.0010	-23.11	.0009	36	26.172	-23.740
37	22.46	.0007	-21.92	.0008	37	28.671	-21.975
38	25.16	.0010	-25.06	.0009	38	28.800	-23.516
39	25.06	.0008	-23.98	.0008	39	28.789	-23.010
40	24.84	.0008	-24.52	.0009	40	27.020	-25.750
41	22.49	.0010	-13.72	.0004	41	29.002	-23.848
42	24.84	.0010	-20.52	.0007	42	34.581	-25.554
43	37.44	.0010	-20.84	.0007	43	32.508	-23.218
44	35.86	.0009	-28.62	.0008	44	30.281	-25.980
45	35.66	.0010	-34.02	.0008	45	33.147	-24.144
46	37.58	.0009	-34.34	.0009	46	32.873	-22.012
47	37.44	.0010	-32.29	.0008	47	36.469	-23.687
48	35.21	.0008	-30.56	.0007	48	35.797	-27.356
49	34.76	.0008	-33.16	.0008	49	34.459	-26.324
50	33.91	.0008	-37.69	.0009	50	37.200	-27.259
51	33.16	.0008	-36.18	.0009	51	35.433	-27.259
52	31.75	.0007	-34.45	.0009	52	36.286	-28.112
53	44.14	.0010	-33.80	.0007	53	37.200	-30.505
					54	37.565	-23.848
	Vmax	TVmax	Vmin	TVmin		Imax	Imin
Media	28.87	.0009	-25.05	.0008	Media	33.497	-26.171
D.P.	6.06	.0001	+6.00	.0001	D.P.	3.631	+3.184